

Not Available Copy

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-239036

(43)Date of publication of application : 27.08.2003

(51)Int.Cl.

C22C 38/00
C21D 8/02
C22C 38/06
C22C 38/58

(21)Application number : 2002-041389

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 19.02.2002

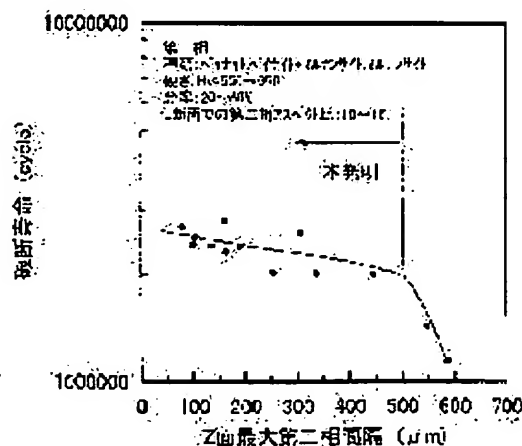
(72)Inventor : HASEGAWA TOSHINAGA
MINAGAWA MASANORI
SHIRAHATA HIROYUKI

(54) THICK STEEL PLATE HAVING EXCELLENT FATIGUE STRENGTH AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain a thick steel plate for a welded structure which has excellent fatigue crack propagation resistance of a base material without depending on the addition of a large quantity of special or expensive alloy elements, or depending on a production method which is inferior in productivity or is complicated, or without the placement of large restrictions on tensile strength and steel plate thickness.

SOLUTION: In the thick steel plate having a composition containing proper amounts of C, Si, Mn, Al and N, and, if required, containing Ni, Cu, Cr, Mo, W, Ti, V, Nb, Zr, Ta, B, Mg, Ca and rare earth metals, and having a structure consisting of ferrite and a hard secondary phase consisting of bainite or martensite or a mixed structure of both, by making the hard secondary phase in the cross-section parallel to the surface of the steel plate satisfy all conditions of a fraction of 20 to 80%, a mean Vickers hardness of 250 to 800, a diameter of the equivalent circle of 10 to 200 μm , and the maximum spacing between the hard secondary phases of $\leq 500 \mu\text{m}$, the fatigue crack propagation of the base material is remarkably delayed, so that the fatigue strength of a joint is improved.



CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] At mass %, it is C : 0.04 - 0.3%, Si:0.01-2%, Mn:0.1-3%, aluminum:0.001-0.1%, N : 0.001 - 0.01% is contained. As an impurity P:0.02% or less, S : Contain 0.01% or less and the remainder consists of iron and an unescapable impurity. In the steel plate with which it has the organization which contains a ferrite, and the hard second phase at least, and said the hard second phase is filling all the conditions of the following ** - ** in the cross-section organization parallel to a front face The steel plate excellent in the fatigue strength characterized by the organization of said the hard second phase consisting of bainite, martensite, or both mixed organization.

** molar fraction [of the hard second phase]: -- the average Vickers hardness of the 20 - 80%** hard second phase -- average projected area diameter [of the :250 - 800** hard second phase]: -- maximum spacing [of the 10-200 micrometer** hard second interphase]: -- 500 micrometers or less [claim 2] By mass %, furthermore, nickel:0.01-6%, Cu:0.01-1.5%, Cr: 0.01-2%, Mo:0.01-2%, W : 0.01 - 2%, Ti: 0.003-0.1%, V : 0.005 - 0.5%, Nb:0.003-0.2%, Zr: 0.003-0.1%, Ta:0.005-0.2%, B : Steel plate excellent in the fatigue strength according to claim 1 characterized by containing 0.0002 - 0.005% of one sort, or two sorts or more.

[Claim 3] Furthermore, the steel plate excellent in fatigue strength given in claim 1 characterized by containing two of one sort or Mg:0.0005-0.01%, calcium:0.0005-0.01%, and REM:0.005-0.1% of sorts or more by mass %, or either of 2.

[Claim 4] It has said component according to claim 1 to 3. Casting thickness slab 100mm or less Reheat at AC3 transformation-point -1250 degree C, and a pressing-down ratio performs two or more hot rolling. The manufacture approach of the steel plate excellent in the fatigue strength characterized by quenching in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less after cooling with the cooling rate of 0.1-2 degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more after hot rolling.

[Claim 5] The manufacture approach of the steel plate excellent in fatigue strength according to claim 4 characterized by performing to slab diffusion heat treatment whenever [whose / stoving temperature] is 1150-1300 degrees C, and whose holding times are 1-100h before said hot rolling.

[Claim 6] Have a component according to claim 1 to 3, and casting thickness receives the slab of 100mm **. After performing diffusion heat treatment whenever [whose / stoving temperature] is 1150-1300 degrees C and whose holding times are 1-100h before hot rolling, Reheat at AC3 transformation-point -1250 degree C, and a pressing-down ratio performs two or more hot rolling. The manufacture approach of the steel plate excellent in the fatigue strength characterized by quenching in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less after cooling with the cooling rate of 0.1-2 degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more after hot rolling.

[Claim 7] The manufacture approach of a steel plate that initiation temperature excelled [temperature / 850 degrees C or less and / termination] in the fatigue strength according to claim 4 to 6 to which accumulation rolling reduction is characterized by performing the hot rolling including 30% or more of rolling in the 3 or more transformation point of Ar(s) at least in said hot rolling.

[Claim 8] The manufacture approach of a steel plate that initiation temperature excelled [temperature / the 3 or less transformation point of Ar(s), and / termination] in the fatigue strength according to claim 4 to 7 to which accumulation rolling reduction is characterized by performing the hot rolling including rolling it is [rolling] 10 - 80% above 600 degrees C at least in said hot rolling.

[Claim 9] The manufacture approach of the steel plate excellent in the fatigue strength according to claim 4 to 8 characterized by performing two phase region heat treatment which it reheats to - (-50 degrees C of AC3 transformation points) further (+30 degrees C of AC1 transformation points), and is cooled in s in 5-100 degrees C /to 500 degrees C or less after hot rolling termination after quenching to said 500 degrees C or less.

[Claim 10] The manufacture approach of the steel plate which was excellent in the fatigue strength according to claim 4 to 9 characterized by temper ***** at 250-500 degrees C after quenching to said

500 degrees C or less, or after performing two phase region heat treatment.

[Translation done.]

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to the steel plate used for the welding structural member for which fatigue strength is needed, and its manufacture approach. Although this invention steel plate can be used for a general welded steel structure, such as the offshore structure, a pressurized container, a vessel, a bridge, a building, and a line pipe, it is useful as steel plates for the structures, such as the offshore structure which needs especially fatigue strength, a vessel, a bridge, and a building construction. Moreover, in addition to this, a steel plate is applicable also to a steel pipe made from, or shape steel.

[0002]

[Description of the Prior Art] In connection with enlargement of a welded structure, and a rise of the demand of environmental preservation, the dependability which increased also to the former to the structure member is required increasingly. The current structure has a common welded construction, and as a destructive gestalt assumed with a welded structure, although fatigue breaking, a brittle fracture, ductile fracture, etc. occur, the destructive gestalten with the among these highest frequency are the brittle fracture from an initial defect or fatigue breaking, and a brittle fracture that continues after fatigue breaking further. Moreover, these destructive gestalten are destructive gestalten for which prevention causes collapse of the sudden structure difficult only by the consideration on the design of the structure in many cases, and the prevention is most needed from a viewpoint of the security of the structure.

[0003] About a brittle fracture, there are improvement means, such as addition of nickel and optimization of a transformation organization, in chemical composition, and it can improve by organization detailed-ization according to controlled rolling or thermomechanical treatment also in the manufacture approach. On the other hand, in the case of the fatigue property, it was possible to have improved by improvement in on the strength etc. about a smooth member, but by the welded construction, since fatigue strength was governed by the toe-of-weld section configuration of a weld zone, it was thought that the improvement in on the strength and the improvement in fatigue strength (joint fatigue strength) with the metallurgical means by organization improvement were impossible. That is, in the structure from which fatigue strength poses a problem, even if it used high tensile steel, design strength could not be raised, and the advantage of high-tensile-steel use was not acquired. Therefore, in such [conventionally] a welded structure, the improvement of joint fatigue strength has been achieved by the so-called toe-of-weld processing for improving the configuration of the welding toe-of-weld section used as stress raisers. For example, they are the approach of deleting a toe of weld and enlarging a toe-of-weld radius with a grinder, the approach (for example, JP,54-30386,B) of making carry out remelting of the toe-of-weld section, and smoothing a toe-of-weld configuration by TIG arc welding, the approach of having compressive stress generated by the toe-of-weld section with shot peening, etc.

[0004] However, since these toe-of-weld processings were what requires time and effort very much, it waited for the joint fatigue strength improvement means of the steel materials by toe-of-weld processing itself for cost reduction and a productivity improvement.

[0005] Recently, in response to such a demand, steel materials with some good joint fatigue strength are proposed. For example, the technique (JP,8-73983,A) which can improve the fatigue strength of HAZ is shown by by making the organization of a heat affected zone (HAZ) into a ferrite (α). However, from the need of making a HAZ organization into a ferrite, this technique has a limitation in the level of the steel materials which can be manufactured on the strength, and cannot manufacture a high strength steel with which tensile strength exceeds 780MPa(s).

[0006] Some means by which tensile strength improves the joint fatigue strength of the high-strength steel of 590 or more MPas are also proposed, and generating / propagation property improvement of the fatigue crack of the bainite texture of HAZ has a report that a raise in Si (JP,8-209295,A) and a raise in Nb (JP,10-1743,A) are effective. However, when Si and Nb are added so much, it is the element which

deteriorates toughness sharply, and the concern which produces the problem on manufacture has also produced the crack of slab.

[0007] In addition, although each above-mentioned conventional technique is a means to improve generating of the fatigue crack of a HAZ organization, and the fatigue crack propagation in HAZ, since HAZ is greatly influenced of the stress concentration of the toe-of-weld section, it may generate depending on a toe-of-weld configuration or be small [HAZ / effectiveness].

[0008] In order to improve joint fatigue strength, without being based on a toe-of-weld configuration, it is effective to delay propagation with the base material of a fatigue crack generated from the toe-of-weld section. When average ferrite particle size considers as the base material organization which distributed the big and rough ferrite during the fine grain organization 20 micrometers or less based on such a view, the technique (JP,7-90481,A) of raising the fatigue crack progress property of a base material is indicated. However, even the steel materials about 580MPa class can be manufactured with tensile strength from the need of considering as a ferrite subject organization also in this case.

[0009] Furthermore, as a technique which raises fatigue strength by controlling fatigue crack propagation of a base material, after specifying fixed relation between the hardness of a ferrite, and the hardness of the hard second phase in the organization which consists of a ferrite, and the hard second phase, the gestalt (an aspect ratio, spacing) of the second phase or/, and the technique that specified texture are indicated by JP,11-1742,A. Although this technique is one of the means which was most excellent in fatigue crack propagation control in the technique shown now, since it is required to enlarge accumulation rolling reduction in a two phase region - ferrite region for histogenesis and texture development, it has technical problems, such as degradation of productivity, and aggravation of a steel plate configuration.

[0010]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] this invention is special in the steel plate for welded structures excellent in the fatigue-proof crack propagation property of a base material -- it is -- it is -- let it be a technical problem to provide without receiving a big limit in tensile strength or steel plate board thickness, without abundant addition of an expensive alloy element and productivity being inferior, or being based on the complicated manufacture approach.

[0011]

[Means for Solving the Problem] this invention persons found out the means for carrying out improvement in joint fatigue strength, without being dependent on the toe-of-weld configuration of a joint by improving the fatigue-proof crack propagation property of a base material from the experimental result with the detailed relation between the progress behavior of a fatigue crack, and a steel-materials microstructure. That is, although the fatigue crack generated from the stress raisers of the joint toe-of-weld section is spread in the direction of board thickness, the class, gestalt, and property of an organization of the front face of a crack do big effect to fatigue crack progress.

[0012] First, it is desirable to consider as the mixed organization of an elasticity phase, and the hard second phase rather than a uniform organization to optical microscope order as a class of organization. In case slowdown of a crack arises in case a crack progresses to an elasticity phase from the hard second phase, and this progresses to the hard second phase from an elasticity phase on the other hand, it is for delay of crack progress, the detour of a crack, and branching to arise. In order to produce such crack progress behavior, an organization needs to contain both in bainite, martensite, or a pan as a ferrite, and the hard second phase as an elasticity phase. And at least, in a ferrite and the steel which has bainite, martensite, or the mixed organization that contains both further based on the detailed experiment shown below, in addition to the hardness and the molar fraction of the hard second phase, this invention persons did the knowledge of the distribution condition being important, in order to control the propagation velocity of a fatigue crack effectively. About distribution of a hard phase, it found out especially that it was important to specify strictly distribution of the hard second phase in a cross section (the Zth page is called henceforth) parallel to the front face, i.e., the steel plate front face, of a fatigue crack for the first time.

[0013] The experiment was conducted by the three-point bending test of the test piece with a surface

machine notch shown in drawing 4, in order to evaluate only the crack propagation property of a base material. Fatigue conditions were performed by alternating stress 378MPa and the stress ratio 0.1. In sample offering steel, chemical composition C:0.05 - 0.2%, Si:0.15-0.3%, Mn: 0.5-2%, P<=0.01%, S : About 0.005%, aluminum:0.01-0.05%, It is made to change in the range of nickel:0 - 3%** Nb:0-0.05% and Ti:0-0.02%. And various hot rolling conditions and heat treatment conditions (diffusion heat treatment before hot rolling is included) were changed respectively, and the class of the hard second phase, a molar fraction, and the small vacuum ingot steel (steel-plate board thickness: 25mm) to which distribution was changed were mainly used among microstructures. The fatigue test specimen was extracted so that a test piece longitudinal direction might become parallel to a rolling direction. Investigation of a microstructure and hardness measurement went in the Zth page of 1/4 part of board thickness. The quantum of an organization was performed using image-analysis equipment using the organization photograph of five to 10 visual field in the optical microscope organization of a cross section (Zth page) parallel to the steel plate front face in one fourth of board thickness. In the same cross section, the hardness of the hard second phase also measured ten or more Loads [5-10g] micro Vickers hardness, and evaluated it by the average.

[0014] in addition, said testing device show in drawing 4 give the machine notch N to a front face so that easily [generating of a fatigue crack] for the convex test piece A, it locate a roll in this both sides section and center section, and it measure the fatigue life when carry out the load of the alternate stress by three point bending to which a force be apply in the direction of an arrow head from this roll, and it constitute it so that a fatigue crack propagation property may be evaluate.

[0015] As for drawing 1, the pearlite which adjusted the hard second phase (only indicating it as the second phase henceforth) to the range of 200-250 Vickers hardness number With a subject's organization (pearlite subject phase) Relation with the fracture life in the second phase molar fraction and a fatigue test when the mixed organization of the bainite adjusted to the range of 550-600, martensite, or both does stratification of the Vickers hardness number to every [of a subject] organization (bainite - martensite subject phase) is shown. In addition, in a pearlite subject phase, the second phase other than a pearlite is less than 5%, and, on the other hand, the molar fraction of pearlite phases other than bainite and martensite is less than 5% also in a bainite - martensite subject phase. Including both, compared with the case where hardness is low, a fatigue property has [the second phase] the second phase clearly good [at least,] with a pearlite subject to bainite, martensite, or a pan, when hardness is high.

[0016] Moreover, to not depending for a fatigue property on the molar fraction greatly, when the second phase is a pearlite subject phase, when the second phase is a bainite - martensite subject phase, in order to secure a high fatigue property, it is necessary to limit the molar fraction. Especially when there are few molar fractions of the second phase as less than 20%, even if the second phase is a bainite - martensite subject phase, a big improvement of a fatigue property cannot be desired. Moreover, even if a hard phase increases exceeding 80%, a fatigue property tends to deteriorate. Since this has the excessive hard phase, while a micro brittle fracture arises, it is for a fatigue crack to spread, and is not desirable.

[0017] Although the second phase is understood that it is required during an organization of bainite with high hardness - a martensite subject phase to make 20 - 80% exist from drawing 1 for the improvement in a fatigue property, the fatigue property is sharply changed in it and it is suggested that the factor which otherwise governs a fatigue property strongly exists. Fluctuation of this fatigue property this invention persons from the progress device of a fatigue crack The gestalt of the second phase, Stand on presumption with what is depended on the difference in distribution, and still more detailed examination is performed. The effect of the ratio (aspect ratio) of the rolling direction die length of the second phase and the direction die length of board thickness which are observed, the elongation rate, for example, the board thickness cross-section organization, of the second phase, came to carry out the knowledge of distribution of the second phase in the Zth page being important a little than that of a certain thing. That is, it is effective for fatigue crack progress control that the second phase which exists in the front face of a fatigue crack under progress exists in homogeneity densely, and if there is a location where the distribution is uneven and the second phase does not exist by the location also with the same second

phase molar fraction, since a fatigue crack progresses that preferentially, the fatigue crack progress depressor effect by the second phase will not be demonstrated enough.

[0018] By the result of having clarified the above-mentioned point, about what has the second phase in the range the molar fraction of whose is 20 - 80% with bainite with high hardness - a martensite subject phase among drawing 1 $R > 1$, drawing 2 measures spacing of the second interphase based on the definition shown in drawing 3 observed by the Zth page, and shows the relation of the maximum and fracture life of a fatigue test. In addition, the second phase spacing is a viewpoint that it is made to correspond to the second phase spacing which exists in the front face of a fatigue crack, and is measured in the right-angled direction to the rolling direction by the Zth page of 1/4 location of board thickness.

[0019] From drawing 2, it is so distinct that the second phase spacing of Zth page max is small that a fatigue property improves in having limited the class of the second phase, hardness, and a molar fraction to the fixed range. If the second phase spacing of Zth page max exceeds 500 micrometers especially, degradation of a fatigue property will become remarkable. The bad influence of the heterogeneity of the second phase distribution in 500 micrometers or less is small.

[0020] the place which also doubled and invented the industrial most desirable means for this invention carrying out the knowledge of the desirable organization gestalt to the fatigue-proof crack propagation property of a base material based on the detailed experiment including the above-mentioned knowledge, and attaining this organization gestalt further and which it is and is made into the summary is as follows.

[0021] (1) At mass %, it is C : 0.04 - 0.3%, Si:0.01-2%, Mn:0.1-3%, aluminum:0.001-0.1%, N : 0.001 - 0.01% is contained. As an impurity P:0.02% or less, S : Contain 0.01% or less and the remainder consists of iron and an unescapable impurity. In the steel plate with which it has the organization which contains a ferrite, and the hard second phase at least, and said the hard second phase is filling all the conditions of the following ** - ** in the cross-section organization parallel to a front face The steel plate excellent in the fatigue strength characterized by the organization of said the hard second phase consisting of bainite, martensite, or both mixed organization.

** molar fraction [of the hard second phase]: -- the average Vickers hardness of the 20 - 80%** hard second phase -- average projected area diameter [of the :250 - 800** hard second phase]: -- maximum spacing [of the 10-200 micrometer** hard second interphase]: -- 500 micrometers or less [0022]

Furthermore, by mass %, (2) nickel:0.01-6%, Cu:0.01-1.5%, Cr: 0.01-2%, Mo:0.01-2%, W : 0.01 - 2%, Ti: 0.003-0.1%, V : 0.005 - 0.5%, Nb:0.003-0.2%, Zr: 0.003-0.1%, Ta:0.005-0.2%, B : Steel plate excellent in fatigue strength given in the above (1) characterized by containing 0.0002 - 0.005% of one sort, or two sorts or more.

[0023] (3) The steel plate which was furthermore excellent in fatigue strength the above (1) characterized by containing two of one sort or Mg:0.0005-0.01%, calcium:0.0005-0.01%, and REM:0.005-0.1% of sorts or more by mass %, or given in either of (2).

[0024] (4) The above (1) It has the component of a publication in either of - (3). Casting thickness slab 100mm or less Reheat at AC3 transformation-point -1250 degree C, and a pressing-down ratio performs two or more hot rolling. The manufacture approach of the steel plate excellent in the fatigue strength characterized by quenching in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less after cooling with the cooling rate of 0.1-2 degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more after hot rolling.

[0025] (5) The manufacture approach of the steel plate excellent in fatigue strength given in the above (4) characterized by performing to slab diffusion heat treatment whenever [whose / stoving temperature] is 1150-1300 degrees C, and whose holding times are 1-100h before said hot rolling.

[0026] (6) The above (1) Have the component of a publication in either of - (3), and casting thickness receives the slab of 100mm **. After performing diffusion heat treatment whenever [whose / stoving temperature] is 1150-1300 degrees C and whose holding times are 1-100h before hot rolling, Reheat at AC3 transformation-point -1250 degree C, and a pressing-down ratio performs two or more hot rolling. The manufacture approach of the steel plate excellent in the fatigue strength characterized by quenching in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less after cooling with the cooling rate of 0.1-2

degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more after hot rolling.

[0027] (7) said -- hot rolling -- setting -- at least -- initiation -- temperature -- 850 -- degree C -- less than -- termination -- temperature -- Ar -- three -- the transformation point -- more than -- accumulation -- rolling reduction -- 30 -- % -- more than -- rolling -- containing -- hot rolling -- carrying out -- things -- the description -- ** -- carrying out -- the above -- (-- four --) - (-- six --) -- either -- a publication -- fatigue strength -- having excelled -- a steel plate -- manufacture -- an approach .

[0028] (8) said -- hot rolling -- setting -- at least -- initiation -- temperature -- Ar -- three -- the transformation point -- less than -- termination -- temperature -- 600 -- degree C -- more than -- accumulation -- rolling reduction -- ten - 80 -- % -- it is -- rolling -- containing -- hot rolling -- carrying out -- things -- the description -- ** -- carrying out -- the above -- (-- four --) - (-- seven --) -- either -- a publication -- fatigue strength -- having excelled -- a steel plate -- manufacture -- an approach .

[0029] (9) The manufacture approach of the steel plate excellent in fatigue strength given in either of aforementioned (4) - (8) characterized by performing two phase region heat treatment which it reheats to - (-50 degrees C of AC<SUB>3 transformation points) further (+30 degrees C of AC1 transformation points), and is cooled in s in 5-100 degrees C /to 500 degrees C or less after hot rolling termination after quenching to said 500 degrees C or less.

[0030] (10) The manufacture approach of the steel plate which was excellent in fatigue strength given in either of aforementioned (4) - (9) characterized by temper ***** at 250-500 degrees C after quenching to said 500 degrees C or less, or after performing two phase region heat treatment.

[0031]

[Embodiment of the Invention] Although it becomes indispensable [this invention] rationalization of chemical composition and rationalizing [of the requirements for an organization based on the new knowledge mentioned above], first, the reason for limitation of the requirements for an organization is explained, subsequently the reason for limitation of chemical composition is explained, and, finally the gestalt of operation of the manufacture approach proposed by this invention is explained about how to manufacture the steel plate of this invention.

[0032] "At least The requirements for an organization for raising fatigue strength, a ferrite and bainite, It has an organization containing the hard second phase which consists of either of martensite, or both mixed organization. In a cross-section organization parallel to a steel plate front face said the hard second phase The ** hard molar fraction:20-80% of second phase Average Vickers hardness of the hard second phase : ** 250-800, average projected area diameter:10-200micrometer of the ** hard second phase, ** maximum spacing [of the hard second interphase]: -- it is *****" which fulfills all the conditions of 500 micrometer or less **, and centered on the above-mentioned detailed experimental result -- many things are determined based on new knowledge.

[0033] That first, it is necessary to consider as the organization which contains as an organization a ferrite, and the hard second phase which consists of bainite, martensite, or both mixed organization By considering as the mixed organization of an elasticity phase and a hard phase, since slowdown of a crack arises in case a crack progresses to an elasticity phase from a hard phase, and it is generated in delay of crack progress, the detour of a crack, and branching on the other hand in case it progresses to a hard phase from an elasticity phase, it is because a fatigue crack progress rate is controlled notably. In order to produce such crack progress behavior, an organization needs to contain both in bainite, martensite, or a pan as a ferrite and a hard phase as an elasticity phase. The thing with a ferrite desirable as an elasticity phase is because a ferrite is only as a sufficiently soft organization in the low alloy steel of a welding structural steel worker. Although it is also possible to make an austenite phase into an elasticity phase if it is high alloy steel, it is very difficult for this invention to make an austenite phase remain with molar fraction sufficient during a transformation organization in the target welding structural steel worker steel plate, and it is hard to adopt. If it is a ferrite phase, and this phase does not harden by extreme processing or extreme solid solution strengthening, a special problem will not be produced in a fatigue property. As for the Vickers hardness number of a ferrite phase, as a standard, it is desirable that it is 220 or less.

[0034] As a class of the hard second phase, compared with a pearlite, bainite, martensite, or the thing

with both mixed still more desirable organizations has a uniform organization, and its toughness is because it is good considering hardness. Though hardness is raised, since the pearlite itself is the lamellar structure of a ferrite and a cementite, it can be alternatively progressed [that it is not easy to make Vickers hardness number or more into 250, and] by the fatigue crack in a ferrite [elasticity / in a pearlite] that whose pearlite is not desirable, and it is because fatigue crack progress depressor effect is small. Moreover, as the hard second phase, although a sludge and inclusion are also considered, the thing effective in fatigue crack progress control made to contain these 20 to 80% is not easy, since it is very weak compared with bainite or martensite, when it contains so much in this way, remarkable degradation of toughness arises, and this sludge and inclusion cannot be borne at the practical use as steel for the structures.

[0035] For the above reason, although it is necessary to consider as bainite, martensite, or both mixed organization as the hard second phase, it is necessary to specify strictly the molar fraction of this the hard second phase, hardness, size, and a distribution condition further.

[0036] The molar fraction of the hard second phase makes a minimum 20% from drawing 1 . This is because clear improvement in a fatigue property cannot be desired even if it rationalizes the other requirements for an organization as the aforementioned second phase molar fraction is less than 20%. Moreover, in this invention, the upper limit of the hard second phase is made into 80%. Since it not being easy on chemical composition to make hardness's of this the hard second phase's or more into 250 and the molar fraction of the hard second phase are inferior in the toughness of the hard second phase with super-***** compared with a ferrite 80% after super-**(ing) the molar fraction of the hard second phase 80%, this is for being anxious about toughness degradation of steel materials. Moreover, it may also become disadvantageous for toughness reservation that deformation of the ferrite which exists in the hard second interphase is restrained, a brittle fracture may arise during fatigue crack progress, and a fatigue property may deteriorate. The molar fraction of the hard second phase in this invention means the rate of a surface integral in the cross-section organization in the Zth page.

[0037] In addition, in order not to have a bad influence on a fatigue property substantially even if the hard second phase other than these is by **** less than 10% if the molar fraction of the hard second phase which consists of bainite, martensite, or both mixed organization has satisfied this invention, less than 10% **** case also makes the second phase other than bainite and martensite this invention range. Moreover, in this invention, a cementite, carbon nitride, and nonmetallic inclusion are not included in the hard second phase in order not to show the clear effectiveness over a fatigue property.

[0038] The hardness of the hard second phase is also indispensable requirements because of fatigue property reservation. The range of hardness required [after considering the class of the second phase as bainite, martensite, or both mixed organization and making the second phase molar fraction into 20 - 80%] in order to make a fatigue property good is 250-800 by the average of Vickers hardness number. Since hardness with the ferrite which is an elasticity phase as average Vickers hardness number is less than 250 is small, progress delay of a fatigue crack an elasticity phase / near the hard phase-boundaries side, a detour, and branching do not arise by sufficient frequency, and improvement in a fatigue property is not achieved. On the other hand, 800 super-***** and embrittlement of the hard second phase become [the average Vickers hardness number of the hard second phase] remarkable, this the hard second phase comes to produce a brittle fracture during a fatigue test, fatigue crack progress comes to be accelerated rather, and a fatigue property deteriorates.

[0039] Although the molar fraction and hardness of the hard second phase which consist of bainite, martensite, or both mixed organization are limited to the proper range from the above reason, in order to aim at much more improvement in a fatigue property, it is necessary to limit further the size of this the hard second phase, and distribution.

[0040] Since it stiffens and leads to toughness degradation of steel materials and degradation of a fatigue property so that it will become hard, if it becomes hard, the hard second phase is required for limitation of size, when enjoyment of the crack progress prolonged effect by hard-izing of the second phase and toughness degradation control of the hard second phase are reconciled. The toughness of the hard second phase is governed by the average projected area diameter, and since it becomes impossible to disregard

200-micrometer super-***** and toughness degradation, it limits the average projected area diameter of the hard second phase to 200 micrometers or less in this invention. From a viewpoint of toughness reservation, although the size of the hard second phase is so desirable that it is detailed, since fatigue crack progress depressor effect becomes [too little / the size of the hard second phase / inadequate], by this invention, fatigue crack progress depressor effect sets the minimum to 10 micrometers as size of the hard second phase which can be demonstrated certainly.

[0041] Furthermore, as distribution of the hard second phase, as it is in the result shown in drawing 3 mentioned above, it is necessary to rationalize spacing of the hard second interphase observed by the Zth page. In this invention, the second phase spacing of 500 micrometers of max in the Zth page with small degradation of the fatigue property by expansion of the hard second phase spacing is specified as an upper limit based on the result of drawing 3. In addition, spacing of the second interphase in the Zth page is spacing in the direction made to correspond to the second phase spacing which exists in the front face of a fatigue crack, for example, when a crack side progresses to a right angle in a rolling direction, it considers as the value in the direction where the Zth page second phase spacing is also right-angled to a rolling direction.

[0042] In addition, although all of the molar fraction of the above organization, hardness, and a distribution condition are the things about the Zth page, since a fatigue crack is generated from a weld zone and it progresses in the direction of board thickness from a front face, the average organization condition from a front face to a board thickness core should just satisfy this invention. As long as organization change of the direction of board thickness is small compared with organization fluctuation within the Zth page, the measured value in the Zth page in one fourth of board thickness may estimate. When organization change of the direction of board thickness is large, 1/4 of board thickness, several 1-2mm places, for example, the steel plate front face, of the direction of board thickness, and the average of a board thickness core may estimate.

[0043] The above is the reason for limitation of the requirements for an organization in this invention. For reservation of a fatigue property, and reinforcement and toughness reservation required as steel for the structures, as shown further below, it is necessary to rationalize also about chemical composition.

[0044] That is, C is a component effective in raising the hardness of the hard second phase. Since it is not easy at less than 0.04% for Vickers hardness number to make the 20% or more of the 250 or more hard second phases exist stably, the minimum of C is made into 0.04% in this invention. However, the upper limit was made into 0.3% in order that the superfluous content exceeding 0.3% might reduce a base material, and the toughness and weld-cracking-proof nature of a weld zone.

[0045] Although Si is an element effective in reservation of a base material on the strength as a deoxidation element, it becomes inadequate [less than 0.01% of content] deoxidizing it, and it is disadvantageous for reservation on the strength. Conversely, the superfluous content exceeding 2% forms a big and rough oxide, and causes degradation of ductility or toughness. Then, the range of Si was made into 0.01 - 2%.

[0046] Although Mn is an element required for reservation of the reinforcement of a base material, and toughness and it needed to contain 0.1% or more at worst, when contained superfluously, the upper limit was made into 3% in the range further, permissible [with generation, grain boundary embrittlement, etc. of a hard phase] on the quality of the material base material toughness, the toughness of a weld zone, and since [, such as weld-cracking nature,] it is made to deteriorate.

[0047] Although aluminum is an element effective in grain refining of deoxidation and heating austenite particle size etc., in order to demonstrate effectiveness, it is necessary to contain it 0.001% or more. On the other hand, if superfluously contained exceeding 0.1%, in order to form a big and rough oxide and to degrade ductility extremely, it is necessary to limit to 0.001% - 0.1% of range.

[0048] In order that it may be connected with aluminum or Ti and may work effective in the formation of austenite grain detailed, if N is a minute amount, it is effective in the improvement in a mechanical property. Moreover, it is impossible to remove N in steel completely industrially, and decreasing beyond the need is not desirable in order to cover an excessive load over a production process. Therefore, it can control industrially and a minimum is made into 0.001% as range which can permit the load to a

production process. If contained superfluously, since Dissolution N increases and it may have a bad influence on ductility or toughness, an upper limit is made into 0.01% as permissible range.

[0049] Although it is more desirable for P to be an impurity element, and to decrease as much as possible to many properties of steel since it is harmful, in this invention, an upper limit is made into 0.02% as an amount which can permit a bad influence practically.

[0050] S is also an impurity element fundamentally, and in a fatigue property, since the bad influence is large, its reduction is especially desirable to the ductility of steel, and a toughness pan. Practically, an upper limit is limited to 0.01% as an amount which can permit a bad influence. However, in the minute amount range, in order that it may form a detailed sulfide and may contribute to the improvement in heat affected zone (HAZ) toughness, when taking HAZ toughness into consideration, it is desirable [S] to add in 0.0005 - 0.005% of range.

[0051] Although the above is the reason for limitation of the fundamental component of the steel plate of this invention, in this invention, one sort of nickel, Cu, Cr, Mo, W, Ti, V, Nb, Zr, Ta, and B or two sorts or more can be contained if needed for adjustment of reinforcement and toughness.

[0052] Although nickel can improve the reinforcement and the toughness of a base material to coincidence and it is a very effective element, in order to demonstrate effectiveness, 0.01% or more needs to be added. The reinforcement and the toughness of a base material are raised so that the amount of nickel increases, but there is concern which produces degradation of HAZ toughness or weldability, and while effectiveness is saturated with superfluous addition which exceeds 6%, since it is an expensive element, economical efficiency is also taken into consideration and the upper limit of nickel is made into 6% in this invention by it.

[0053] Although it is the element with which Cu also has the almost same effectiveness as nickel, in order to demonstrate effectiveness, 0.01% or more needs to be added, and since a problem is produced in hot-working nature or HAZ toughness in addition of ** 1.5%, in this invention, it limits to 0.01 - 1.5% of range.

[0054] Cr is required 0.01% or more, in order to be an element effective in the improvement in on the strength and to produce effectiveness by solid solution strengthening and precipitation strengthening, but if it adds superfluously, in order that Cr may let the increment in hardening hardness, formation of a big and rough sludge, etc. pass and may have a bad influence on a base material or the toughness of HAZ, it limits an upper limit to 2% as permissible range.

[0055] Although Mo and W as well as Cr are elements effective in solid solution strengthening and precipitation strengthening raising reinforcement and it is an element effective also in hardness reservation of the hard second phase, respectively, effectiveness can be demonstrated and Mo and W are limited to 0.01 - 2% as range which does not have a bad influence on other properties.

[0056] In order that Ti may form stable TiN into an austenite and may contribute to heating austenite particle-size detailed-ization of not only a base material but HAZ, in addition to the improvement in on the strength, it is an element effective also in the improvement in toughness. However, if it is made to contain superfluously exceeding 0.1% in order to demonstrate the effectiveness while it is necessary to make it contain 0.003% or more, in order to form big and rough TiN and to degrade toughness conversely, in this invention, it limits to 0.003 - 0.1% of range.

[0057] V is required 0.005% or more, in order to demonstrate effectiveness by precipitation strengthening, although it is an element effective in the improvement in on the strength of a base material. The amount of strengthening also increases so that an addition increases, but since it becomes the inclination for base material toughness and HAZ toughness to deteriorate, and for a sludge to make it big and rough in connection with it, and for the effectiveness of strengthening to also be saturated, toughness degradation makes an upper limit 0.5% as small range to the amount of strengthening.

[0058] In order that Nb may be an element effective in high-intensity-izing in a minute amount and may have big effect on processing / recrystallization behavior of an austenite by precipitation strengthening and transformation strengthening, it is effective also in the improvement in base material toughness. Furthermore, it is effective also in the improvement in a fatigue property of HAZ. In order to demonstrate effectiveness, 0.003% or more is required. However, if it adds superfluously exceeding

0.2%, in order to degrade toughness extremely, in this invention, it limits to 0.003 - 0.2% of range.

[0059] Although Zr is also an element effective in the improvement in on the strength, in order to demonstrate effectiveness mainly by precipitation strengthening, it is required 0.003% or more. On the other hand, an upper limit is made into 0.1%, in order to form a big and rough sludge and to have a bad influence on toughness, if it adds superfluously exceeding 0.1%.

[0060] Although Ta also has the same effectiveness as Nb and contributes to improvement in reinforcement and toughness by addition of a proper amount, at less than 0.005%, effectiveness does not arise clearly, but since toughness degradation resulting from a big and rough sludge becomes remarkable, the range is made into 0.005 - 0.2% by the superfluous addition exceeding 0.2%.

[0061] B is an element which raises hardenability with ultralow volume, and is an element effective in high-intensity-izing. In order to raise hardenability by segregating to an austenite grain boundary in the state of dissolution, it is effective also at ultralow volume, but at less than 0.0002%, since the improvement effectiveness in hardenability becomes inadequate since the amount of segregation to a grain boundary is not fully securable, or it becomes easy to produce dispersion in effectiveness, B is not desirable. On the other hand, if it adds exceeding 0.005%, in order to form a big and rough sludge in the time of slab manufacture, or a reheating phase in many cases, the improvement effectiveness in hardenability becomes inadequate, or the danger of producing toughness degradation resulting from the crack and sludge of slab also increases. Therefore, the range of B is made into 0.0002 - 0.005% in this invention.

[0062] Furthermore, in this invention, one sort of Mg, calcium, and REM or two sorts or more can be contained if needed for ductile improvement and improvement in joint toughness.

[0063] Each of Mg, calcium, and REM controls the expansion under hot rolling of a sulfide, and is effective in the improvement in a ductility property. An oxide is made to make it detailed, and it works effective also in improvement in joint toughness, and is **. For the content of the minimum for demonstrating the effectiveness, Mg is [REM of calcium] 0.005% 0.0005% 0.0005%. On the other hand, Mg and calcium will make, and if contained superfluously, big and rough-ization of a sulfide or an oxide is produced, and ductility, toughness, and in order to cause degradation of a fatigue property further, REM will make an upper limit 0.1% 0.01% respectively.

[0064] The above is the reason for limitation of a microstructure and chemical composition which are the basic requirements for this invention. In addition, in this invention, it shows also about the suitable manufacture approach for satisfying the requirements for an organization of this invention. However, about the microstructure of this invention, effectiveness is demonstrated regardless of the achievement means, and the manufacture approach of the steel plate excellent in the fatigue strength of this invention according to claim 1 to 3 is not limited to the approach shown in claims 4-10.

[0065] The 1st manufacture approach accepts the need. Whenever [stoving temperature] to slab before hot rolling 1150-1300 degrees C, The casting thickness which performed diffusion heat treatment whose holding times are 1-100h slab 100mm or less It reheats at AC3 transformation-point -1250 degree C, and a pressing-down ratio performs two or more hot rolling, and after hot rolling, after cooling with the cooling rate of 0.1-2 degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more, it is characterized by quenching in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less.

[0066] The 2nd manufacture approach is a thing [as opposed to 100mm super-***** slab in casting thickness]. After performing to slab diffusion heat treatment whenever [whose / stoving temperature] is 1150-1300 degrees C and whose holding times are 1-100h before hot rolling, It reheats at AC3 transformation-point -1250 degree C, and a pressing-down ratio performs two or more hot rolling, and after hot rolling, after cooling with the cooling rate of 0.1-2 degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more, it is characterized by quenching in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less.

[0067] Moreover, initiation temperature can perform the hot rolling with which 850 degrees C or less and termination temperature include rolling whose accumulation rolling reduction the 3 or less transformation point of Ar(s) and termination temperature is [accumulation rolling reduction] 10 - 80% in the 3 or more transformation point of Ar(s) for/and initiation temperature, including 30% or more of

rolling above 600 degrees C in the 1st and 2nd approach if needed.

[0068] Furthermore, to the steel plate after hot rolling, it reheats to - (+30 degrees C of AC1 transformation points) (-50 degrees C of AC3 transformation points), and two phase region heat treatment cooled in s in 5-100 degrees C /to 500 degrees C or less or/, and annealing whenever [stoving temperature / whose] is 250-500 degrees C can be given.

[0069] The size of the second phase and distribution are greatly influenced by the distribution and transformation behavior of the microsegregation sections, such as Mn and C, which are produced at the time of coagulation. Although it is effective for detailed-izing of the hard second phase used as the requirements for this invention, and reduction of spacing to carry out detailed distribution of the microsegregation section, it is effective to raise the cooling rate before and behind coagulation, or to reduce secondary dendrite arm spacing with hot rolling for that purpose. Moreover, the approach of mitigating segregation extent of the microsegregation once generated by diffusion heat treatment itself is also effective.

[0070] Casting thickness is set to 100mm or less by enlarging a coagulation rate for making secondary dendrite arm spacing detailed and making the hard second phase size of the Zth page, and spacing into this invention within the limits in the last organization. It becomes difficult about 200 micrometers or less and the maximum spacing of the hard second interphase for casting thickness to set the average projected area diameter of the hard second phase to 500 micrometers or less certainly in 100mm **.

[0071] The method of aiming at detailed distribution of the hard second phase, without being concerned with casting thickness is diffusion heat treatment 1150-1300 degrees C and whose holding time whenever [stoving temperature] is 1-100h. For effective diffusion of the alloy element which is mainly concerned with Mn, 1h or more needs to be held of 1150 degrees C. However, it is [a possibility of diffusion heat treatment temperature becoming extremely big and rough / a heating austenite / in 1300 degree-C **, and having a bad influence on the toughness of a steel plate, and producing the surface deterioration of a steel plate] and is not desirable. so that the holding time is 1h or more -- being desirable -- although -- if diffusion heat treatment temperature is 1150 degrees C or more, since equalization of an alloy element is enough attained within 100h, the holding time will set an upper limit to 100h by this invention. In addition, since the effectiveness is addition-like, as for this diffusion heat treatment and reduction of casting thickness, in a primary method, it is effective that casting thickness performs this diffusion heat treatment also to slab 100mm or less if needed.

[0072] In this invention whenever [100mm or less slab or/and stoving temperature] 1150-1300 degrees C, [casting thickness] The slab which performed diffusion heat treatment whose holding times are 1-100h is reheated at AC3 transformation-point -1250 degree C. A pressing-down ratio performs two or more hot rolling, and it sets it the base of steel plate manufacture conditions to quench in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less, and to consider as a steel plate, after cooling with the cooling rate of 0.1-2 degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more after hot rolling.

[0073] Making reheating temperature of slab into AC3 transformation-point -1250 degree C Reheating temperature does not become being the less than 3 transformation points of AC with austenite single phase in a heating phase. Moreover, since dissolution of a sludge is not enough, It is because it becomes difficult to acquire reinforcement and toughness required as a structural material, and is because there is a possibility that reheating temperature may become extremely big and rough [heating austenite particle size] with 1250-degree-C super-***** on the other hand, and it may not be enough made detailed by subsequent hot rolling, therefore toughness may deteriorate.

[0074] Hot rolling makes a pressing-down ratio (casting thickness / steel plate thickness) two or more. With [a pressing-down ratio] two [or more], this is for being it being advantageous and also reducing spacing of the hard second phase in the direction of board thickness, and contributing to improvement in a fatigue property also to detailed distribution of the hard second phase in the Zth page. Furthermore, it becomes a reason for making a pressing-down ratio or more into two for sticking by pressure of the porosity which also serves as solidification shrinkage and is produced which exists in a cast piece that a pressing-down ratio is less than two to be also difficult.

[0075] After hot rolling, after cooling with the cooling rate of 0.1-2 degrees C/s to the temperature from which a ferrite molar fraction becomes 10% or more, it quenches in s in 5-100 degrees C /to 500 more degrees C or less for securing ***** under organization of the hard second phase whose average Vickers hardness numbers required for the improvement in a fatigue property are 250-800 20 to 80%. In order for the amount of C to have this the hard second phase generated in 0.3% or less of low C steel like this invention, while quenching a temperature-of-transformation region, it is necessary to condense C to the austenite phase before a transformation, and to produce a ferrite transformation before quenching for that purpose. Since it may become insufficient [less than 10%] condensing [of C to a non-metamorphosed austenite] the ferrite molar fraction before quenching, the ferrite molar fraction before quenching is made into 10% or more in this invention. Since generation of this ferrite is the purposes with main concentration of C to an austenite, the ferrite temperature of transformation raises and comes out, and a certain direction is desirable, therefore the cooling rate in the case of ferrite generation is carried out in 2 degrees C/s or less. Since the ferrite temperature of transformation falls that this cooling rate is excessive, and since the diffusion rate of C becomes less enough, it is not desirable for concentration of C to an austenite. Even if it will be enough and will cool slowly more than it from a viewpoint of concentration of C to an austenite if it is 0.1 degrees C/s or more although the cooling rate in a ferrite generation process is so desirable that it is small, since effectiveness is saturated, it carries out the cooling rate of a minimum in 0.1 degrees C/s by this invention.

[0076] By quenching in s the non-metamorphosed austenite to which C condensed enough to 500 degrees C or less in 5-100 degrees C /, it is made to metamorphose at low temperature and the hard second phase is formed. Even if it is chemical composition within the limits of this invention as the average cooling rate before and behind a transformation range is less than 5 degrees C/s, it becomes difficult for average Vickers hardness number to make the 250 or more hard second phases form stably. Although it is so advantageous to the hard second phase formation that a cooling rate is large, effectiveness being saturated exceeding 100 degrees C/s, as it is large, and cooling with such an excessive cooling rate leads also to the rise of a manufacturing cost, and aggravation of a steel plate configuration. Let the cooling rate in quenching at the time of making the hard second phase form from a non-metamorphosed austenite be the range of 5-100 degrees C/s in this invention for the above reason. Quenching in this cooling rate is the need until a transformation makes it complete mostly, and it can acquire the halt temperature of this quenching for 500 degrees C or less, then the desired hard second phase in the chemical composition range of this invention.

[0077] In addition, in order to make with a steel plate, even if it gives slabbing before hot rolling of ** to slab, such as an ingot or slab, for the purposes, such as configuration adjustment, effectiveness of this invention is not spoiled. Moreover, as long as the conditions of diffusion heat treatment of this invention are satisfied, it is also satisfactory to give slabbing in the cooling phase after holding to make [1-100h] diffusion heat treatment and slabbing serve a double purpose, i.e., slab, at 1150-1300 degrees C which is the diffusion heat treatment conditions of this invention at all.

[0078] Although the above is the reason for basic requirements limitation of the manufacture approach in this invention, after satisfying the basic requirements for the manufacture approach of this invention further if needed for the purpose of an improvement of a mechanical property etc. in order to acquire the requirements for an organization of this invention and, in the manufacture approach of this invention, following (a) - (d) can be processed additionally.

(a) Accumulation rolling reduction performs [initiation temperature / 850 degrees C or less and termination temperature] 30% or more of hot rolling in the 3 or more transformation point of Ar(s).

(b) Initiation temperature performs the hot rolling whose accumulation rolling reduction the 3 or less transformation point of Ar(s) and termination temperature is 10 - 80% above 600 degrees C.

(c) Reheat to - (-50 degrees C of AC3 transformation points) further (+30 degrees C of AC1 transformation points) after quenching by 500 or less degrees C, and perform two phase region heat treatment cooled in s in 5-100 degrees C /to 500 degrees C or less.

(d) After performing two phase region heat treatment after quenching to 500 or less degrees C, it is 250-500 degrees C, and it is *****.

[0079] (a) is a process for accumulating distortion for the austenite before a transformation to detailed-izing or/, and a non-recrystallized austenite, and making a transformation organization detailed. As a result of making a transformation organization detailed, the hard second phase carries out detailed distribution, stably, less than [of average projected area diameter:10-200micrometer of the hard second phase, and the hard second interphase / maximum spacing:500micrometer] can be satisfied, and a fatigue property improves. Moreover, in order to double and to also make ferrite particle size detailed, this means is effective in order to attain high toughness to a fatigue property and coincidence.

[0080] In order to demonstrate the above effectiveness, 850 degrees C or less and termination temperature need to perform [accumulation rolling reduction / initiation temperature] 30% or more of hot rolling in the 3 or more transformation point of Ar(s). In non-recrystallized region rolling, the distorted are recording to an austenite grain is not enough, in recrystallization region rolling, detailed-izing of a recrystallization austenite grain is not enough in accumulation rolling reduction being less than 30%, and detailed-izing of a transformation organization is not [rolling temperature is not caused how and] enough. On the other hand, it is not desirable, in order that the effectiveness of rolling may not contribute to organization detailed-ization effectively unless rolling temperature is the proper range even if accumulation rolling reduction is 30% or more. That is, 850-degree-C ** of detailed-izing of a recrystallization austenite grain is not [rolling initiation temperature] inadequate, or the recovery rate of the introduced rearrangement is large and distortion is not accumulated effectively. In this invention, rolling in the means of (a) makes the upper limit of rolling initiation temperature 850 degrees C from a viewpoint made to contribute to organization detailed-ization altogether. As long as rolling is ended in an austenite region, since it is effective in the formation of organization detailed, the rolling termination temperature in additional processing of (a) should just be the 3 or more transformation point of Ar(s). In addition, if rolling temperature is the range of the 850-degree-C - Ar3 transformation point, since the effectiveness of rolling will be accumulated mostly, it is not necessary to specify the pressing-down conditions of each pass that what is necessary is for accumulation rolling reduction just to prescribe rolling reduction.

[0081] (b) is a means effective when promoting a ferrite transformation, promoting the C concentration to a non-metamorphosed austenite and securing the hardness of the hard second phase by rolling in two phase region. In order to condense C to an austenite, C was diffused more from the ferrite to the austenite at the elevated temperature, concentration of C to an austenite is [direction] trustworthy, the amount of C in an austenite increases, and the hardness of the hard second phase after a transformation increases.

[0082] A ferrite transformation is promoted by giving rolling in two phase region. Therefore, in the chemical composition range of this invention, initiation temperature is the 3 or less transformation point of Ar(s), termination temperature is 600 degrees C or more, and it is effective to perform additionally the hot rolling whose accumulation rolling reduction is 10 - 80%. Even when the transformation point went up by processing, initiation temperature was set to the 3 or less transformation point of Ar(s) at Ar3 *****, because the amount of processings in a two phase region became inadequate.

Termination temperature of rolling was made into 600 degrees C or more because there was a possibility that the transformation from an austenite may arise during processing or after/and processing at less than 600 degrees C before quenching initiation, and the pearlite transformation with hardness lower than the hard second phase which should be generated by quenching may arise. In order to ensure the ferrite transformation facilitatory effect by rolling in two phase region, the accumulation rolling reduction of rolling in two phase region is required 10% or more. Less than 10% is not enough as promotion of a ferrite transformation, and there is no semantics which gives rolling in two phase region additionally at it. The upper limit of the accumulation rolling reduction of rolling in two phase region is made into 80%. It is because it becomes difficult for the transformation from a non-metamorphosed austenite to also be promoted and for there to be a possibility that the desired hard second phase may not be formed, when this gives excessive rolling in two phase region exceeding 80%, and to secure 600 degrees C which is the minimum of rolling termination temperature also industrially. In addition, by using this means additionally, texture progresses and improvement in the fatigue property by it and improvement

in toughness can also be expected auxiliary.

[0083] (c) secures the hardness of the hard second phase, and a molar fraction more certainly by two phase region heat treatment. If it heats to a two phase region, since it is generated from the microsegregation section and the pearlite part into which the component condensed, austenitizing by the reverse transformation will become within the limits of this invention about a distributed condition, if the hot rolling conditions before heat treatment have satisfied the requirements for this invention. According to the heating conditions of two phase region heat treatment, the molar fraction of a reverse transformation austenite and extent of concentration of C to this austenite are determined. That is, the molar fraction and hardness of the hard second phase after metamorphosing from an austenite are determined. The following [a reverse transformation austenite molar fraction, therefore the hard second phase molar fraction as a result] (+30 degrees C of AC1 transformation points) becomes [too little] being whenever [in two phase region heat treatment / stoving temperature] compared with this invention, and a fatigue property deteriorates. Concentration of C to the inside of this austenite is inadequate, although whenever [in two phase region heat treatment / stoving temperature / an austenite molar fraction's / super-(-50 degrees C of AC3 transformation points) ***** and] increases instead, since the hardness of the hard second phase deviates from this invention and becomes low, a fatigue property is inferior on the other hand, too, and it is not desirable. Therefore, in this invention, two phase region heat treatment temperature is limited to - (+30 degrees C of AC1 transformation points) (-50 degrees C of AC3 transformation points). (+30 degrees C of AC1 transformation points) Although cooling is cooled in s in 5-100 degrees C /to 500 degrees C or less after reheating to - (-50 degrees C of AC3 transformation points), this is for forming the hard second phase with which C makes the non-metamorphosed austenite which condensed enough metamorphose into at low temperature, and is satisfied of the requirements for an organization of this invention like quenching after the above mentioned hot rolling.

[0084] (d) is tempering processing performed after performing two phase region heat treatment after quenching by 500 degrees C or less, and if needed, it is performed in order to adjust reinforcement and toughness. However, it needs to be considered for not reducing hardness of the hard second phase too much. That is, the upper limit of tempering temperature is made into 500 degrees C in this invention. Tempering temperature of this is because there is concern to which it falls less than to 250 when that whose average Vickers hardness number of a hard phase was 250 or more in hot rolling or a two phase region heat treatment phase anneals depending on chemical composition, 500-degree-C super-***** and. Moreover, although the minimum of tempering temperature is specified as 250 degrees C by this invention, this is because the quality-of-the-material adjustment effectiveness according [tempering temperature] to annealing is not clear at less than 250 degrees C.

[0085] Next, an example describes the effectiveness of this invention still more concretely.

[0086]

[Example] The chemical composition of the sample offering steel used for the example is shown in Table 1. Each sample offering steel is made with slab by slabbing or continuous casting after ingot making. Among Table 1, the slab numbers 1-10 have satisfied the chemical composition range of this invention, and the slab numbers 11-15 have not satisfied the chemical composition range of this invention. Although this is an actual measurement although it doubles with Table 1 and the heating transformation point (AC1, AC3) is shown, in case programming rates are 5degree C/min., it has agreed with the transformation point in slab heating of a steel plate shown in Table 2, or the actual temperature up conditions at the time of heat treatment mostly.

[0087] Diffusion heat treatment of the conditions which show the slab of the chemical composition of Table 1 in Table 2, hot rolling, heat treatment, and annealing were given, it manufactured to 25mm of board thickness, and a 50mm steel plate, and the fatigue property of a welded joint was investigated to the tractive characteristics of a room temperature, 2mmV notch Charpy impact property, and the pan. The test piece for tensile test and the test piece for Charpy impact test were extracted at the right angle (the direction of C) from the board thickness core in the rolling direction. Tractive characteristics were measured at the room temperature and fracture transition temperature (vTrs) estimated the Charpy

impact property 50%. The fatigue crack occurred from the welding toe-of-weld section of the structure, and in order to evaluate the fatigue property in the case of spreading the base material section, the fatigue test was shown about in drawing 5, and followed the welded joint. A test piece S Steel plate longitudinal direction die-length:300mm from a steel plate, crosswise die-length:80mm, Board thickness: The test panel was extracted in the size of 25mm (about overall thickness and 50mm thickness material, it extracts [material / 25mm thickness] from front face) **, and by carbon-dioxide-gas welding (CO₂ welding), the rib plate (width-of-face:10mm, die-length:30mm, and height:30mm) B was turned in the center of a test panel, and was welded by Welding C. carbon-dioxide-gas welding in this case -- chemical composition -- C:0.06mass% and Si:0.5mass% and Mn:1.4Mass% -- it came out and carried out by current:270A, electrical-potential-difference:30V, and speed-of-travel:20 cm/min. using the welding wire of a certain diameter of 1.4mm. a fatigue test -- the span of the load supporting point F -- the bottom -- span:70mm -- the upper -- as span:220mm, the repeated stress load of (stress ratio R):0.1 was added by maximum load (Pmax):5500kgf, and the fatigue life was measured.

[0088] The organization gestalt (the class, the molar fraction, the Vickers hardness number, the average projected area diameter, the maximum spacing) and mechanical property of the hard second phase of a steel plate are shown in Table 3. In addition, the quantum of an organization carried out about the optical microscope organization of a cross section (Zth page) parallel to the steel plate front face in one fourth of board thickness. The quantum was carried out with image-analysis equipment using the organization photograph of five to 10 visual field. In the same cross section, the hardness of the hard second phase also measured ten or more Loads [5-10g] micro Vickers hardness, and evaluated it by the average.

[0089] The steel plate numbers A1-A13 of Tables 2 and 3 are steel plates with which are satisfied of all the requirements about the chemical composition and the organization of this invention, and it is clear all not only to have reinforcement required as structural steel and toughness (2mmV notch Charpy impact property), but its to have the very good joint fatigue property.

[0090] On the other hand, the steel plate numbers B1-B11 are comparative steel plates with which are not satisfied of one requirements of this inventions, and it is clear that a joint fatigue property and toughness are inferior compared with the steel plate of this invention of a comparable presentation and level on the strength.

[0091] Since chemical composition has not satisfied this invention, although the steel plate number B1 - B5 cannot satisfy the requirements for an organization of this invention or have satisfied the requirements for an organization of this invention, they are the example which was not able to attain a good property.

[0092] That is, as well as toughness being inferior since the amount of C is excessive, since toughness is extremely inferior, the steel plate number B1 is the effect in which a hard phase carries out a brittle fracture even in a fatigue test, and is inferior in a joint fatigue property compared with this invention.

[0093] Since the amount of Mn is superfluous, toughness and a fatigue property are inferior to this invention in steel plate number B-2 notably for the same reason as the case where the amount of C is excessive.

[0094] The steel plate number B3 and B4 have P and the respectively superfluous amount of N, and in order to embrittle steel, toughness and a fatigue property are inferior to this invention in them notably too.

[0095] Compared with this invention, a fatigue property is inferior in steel plate number B5 in order to degrade a fatigue property greatly through ductility degradation, since the amount of S is superfluous.

[0096] It is the example to which the joint fatigue property is inferior in steel plate number B6-B11 since the requirements for an organization have not satisfied this invention, although chemical composition has satisfied this invention.

[0097] That is, since steel plate number B6 and B9 have excessive spacing of the hard second phase, they are an example in which the fatigue property is inferior compared with this invention steel of the same presentation.

[0098] Since the steel plate numbers B7 and B8, and B10 and B11 are pearlites whose second phase is not desirable in a fatigue property, although the distributed condition of the second phase has satisfied

this invention, it is greatly inferior in the fatigue property compared with this invention.

[0099] It is clear that it is possible to acquire the outstanding joint fatigue property from the above example according to this invention, securing toughness sufficiently high as structural steel.

[0100]

[Table 1]

区 分	銅片 番号	化 学 成 分 (mass%)																			加熱温度点(℃)			
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Ta	V	Ti	Zr	B	Mg	Ca	REM	AC ₁	AC ₂
本 発 明 例	1	0.15	0.50	0.89	0.013	0.008	0.038	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	745	876
	2	0.13	0.29	1.35	0.011	0.001	0.036	0.0021	-	-	-	-	-	0.012	-	-	0.008	-	-	-	-	-	735	865
	3	0.12	0.25	1.40	0.011	0.003	0.029	0.0032	-	-	-	0.20	-	0.011	-	-	0.010	-	-	-	-	-	740	875
	4	0.13	0.24	1.39	0.010	0.002	0.028	0.0031	-	-	0.21	-	-	0.010	-	-	0.010	-	-	-	-	-	745	860
	5	0.22	0.09	1.03	0.008	0.001	0.040	0.0027	0.16	0.27	-	-	-	-	-	0.046	0.007	-	0.0005	-	0.0015	-	725	810
	6	0.06	0.31	1.33	0.009	0.002	0.057	0.0028	-	-	0.05	0.04	-	0.088	-	0.048	-	-	0.0013	-	-	0.0058	740	905
	7	0.10	0.16	1.02	0.007	0.003	0.042	0.0035	0.23	1.05	0.30	0.35	-	-	-	0.052	-	0.006	0.0015	-	-	-	725	865
	8	0.04	0.23	0.55	0.005	0.002	0.021	0.0036	-	-	0.75	-	0.23	-	0.078	0.210	-	-	-	0.0006	-	-	765	920
	9	0.08	0.36	0.75	0.008	0.002	0.026	0.0031	0.56	1.22	0.45	0.39	-	0.012	-	0.056	0.008	0.006	0.0011	0.0008	-	0.0072	730	875
	10	0.05	0.34	0.80	0.007	0.003	0.039	0.0026	0.85	4.63	-	-	0.26	-	0.063	0.022	-	0.005	-	0.0012	0.0018	0.0132	620	780
	11	0.45	0.55	1.23	0.013	0.006	0.057	0.0053	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	735	725
	12	0.15	0.19	3.05	0.010	0.005	0.016	0.0078	-	-	-	-	-	-	-	-	0.015	-	-	-	-	-	715	815
	13	0.13	0.54	1.46	0.023	0.003	0.026	0.0033	-	-	-	-	-	0.013	-	-	0.014	-	-	-	-	-	740	880
	14	0.12	0.36	1.66	0.016	0.003	0.063	0.0152	-	-	-	-	-	0.009	-	0.045	0.020	-	-	-	-	-	735	870
	15	0.08	0.23	1.44	0.012	0.019	0.037	0.0036	0.12	0.13	-	-	-	0.006	-	-	0.013	-	-	-	-	-	730	880
比 較 例																								

区分	鋼板番号	鋼片番号	硬質第二相(注9,10,11)							引張特性		シャルピー vTrs (℃) (注13)	疲労 寿命 (cycle) (注14)	
			主体となる 第二相 種類	組織分率 (%)				ビッカース 硬さ	平均 円相当径 (μm)	最大間隔 (μm) (注12)	降伏 応力 (MPa)			引張 強度 (MPa)
				F	P	B	M							
本発明例	A1	1	B	48	0	52	0	365	57	224	553	749	-45	1,856,238
	A2	2	B+M	57	0	33	10	460	38	220	580	817	-58	2,315,521
	A3	3	B+M	55	0	30	15	478	42	256	601	835	-50	2,408,864
	A4	4	M	73	0	0	27	674	60	253	610	792	-65	3,126,436
	A5	5	M	60	0	0	40	502	31	147	661	816	-75	1,975,420
	A6	6	B+M	71	0	18	11	280	35	189	428	521	-85	1,568,946
	A7	7	B+M	64	0	24	12	467	64	127	542	743	-55	2,005,842
	A8	8	B	72	0	28	0	252	29	148	375	438	-80	1,643,008
	A9	9	B+M	47	0	35	18	289	45	207	503	599	-75	1,667,823
	A10	10	M	52	0	0	48	383	27	173	564	767	-60	2,987,632
比較例	A11	1	B	45	0	55	0	333	59	187	537	732	-55	2,100,876
	A12	2	M	78	0	0	22	629	39	206	504	672	-45	2,186,480
	A13	3	B	32	0	68	0	335	23	216	646	851	-45	1,987,655
比較例	B1	11	P+B+M	22	16	42	20	643	56	249	856	1098	45	665,981
	B2	12	B+M	21	0	5	74	446	59	256	793	1138	40	712,348
	B3	13	M	74	0	0	26	675	60	241	619	783	30	734,879
	B4	14	B+M	26	0	55	19	328	63	263	632	842	25	885,427
	B5	15	B+M	25	0	50	25	302	58	228	464	645	-5	507,653
	B6	2	B+M	54	0	23	23	458	63	518	579	815	-35	892,347
	B7	2	P	83	17	0	0	248	72	267	377	623	-20	389,632
	B8	2	P	82	18	0	0	245	57	214	368	511	-35	356,897
	B9	6	B+M	68	0	20	12	274	66	523	430	525	-40	756,345
	B10	6	P	92	8	0	0	240	54	237	496	591	-30	457,890
比較例	B11	6	P	92	8	0	0	241	54	242	479	563	-70	442,318

注 9) 板厚の 1/4 位置の鋼板表面に平行な断面(2 面)で測定した値

注 10) 硬質第二相の硬さは、上記位置において、荷重 5～10g のマイクロビッカース硬さを 10 点以上測定し、

平均値を求めた

注 11) F: ファイト, B: ベイト, M: マルテンサイト, P: パーライト

注 12) 圧延方向に直角な方向における最大間隔

注 13) 2mmV ノッチシャルピー衝撃試験の 50%破面遷移温度

注 14) 廻し溶接継手の曲げ疲労試験における疲労破断寿命

[0103]

[Effect of the Invention] This invention is the point which can be manufactured without receiving a big limit in tensile strength or steel plate board thickness without depending for improvement in the joint fatigue property that improvement has been conventionally made difficult by the weld zone on a special alloy element or a complicated manufacture process in the steel plate used for the welding structural member for which fatigue strength is needed, and the usefulness on industry is very large.

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-239036

(P2003-239036A)

(43) 公開日 平成15年8月27日 (2003.8.27)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームト [*] (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/02		C 2 1 D 8/02	B
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数10 OL (全 16 頁)

(21) 出願番号 特願2002-41389(P2002-41389)

(22) 出願日 平成14年2月19日 (2002.2.19)

(71) 出願人 000006855

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 長谷川 俊永

大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社大分製鐵所内

(72) 発明者 皆川 昌紀

大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式会社大分製鐵所内

(74) 代理人 100105441

弁理士 田中 久喬 (外1名)

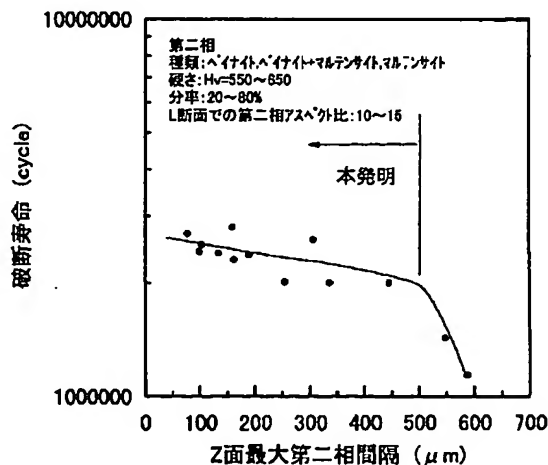
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 疲労強度に優れた厚鋼板とその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 母材の耐疲労き裂伝播特性が優れた溶接構造物用厚鋼板を、特殊なあるいは高価な合金元素の多量添加や、生産性の劣る、あるいは複雑な製造方法によらずに、また、引張強度や鋼板板厚に大きな制限を受けずに得る。

【解決手段】 C、Si、Mn、Al、Nを適正量含有し、さらに必要に応じて、Ni、Cu、Cr、Mo、W、Ti、V、Nb、Zr、Ta、B、Mg、Ca、REM、を含有し、且つ、フェライトと、ベイナイトあるいはマルテンサイトあるいは両者の混合組織からなる硬質第二相とから構成される組織を有する厚鋼板において、鋼板表面に平行な断面における硬質第二相が、分率：20～80%、平均ビッカース硬さ：250～800、平均円相当径：10～200 μ m、硬質第二相間の最大間隔：500 μ m以下、の条件を全て満たすことによって、母材の疲労き裂進展を著しく遅延させて、継手の疲労強度を向上させる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C : 0.04~0.3%、Si : 0.01~2%、Mn : 0.1~3%、Al : 0.001~0.1%、N : 0.001~0.01%を含有し、不純物として、P : 0.02%以下、S : 0.01%以下を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、少なくともフェライトと硬質第二相とを含む組織を有し、且つ、表面に平行な断面組織において前記硬質第二相が下記①~④の条件を全て満たしている厚鋼板において、前記硬質第二相の組織がベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなることを特徴とする疲労強度に優れた厚鋼板。

①硬質第二相の分率：20~80%

②硬質第二相の平均ビッカース硬さ：250~800

③硬質第二相の平均円相当径：10~200 μ m

④硬質第二相間の最大間隔：500 μ m以下

【請求項2】 さらに、質量%で、Ni : 0.01~6%、Cu : 0.01~1.5%、Cr : 0.01~2%、Mo : 0.01~2%、W : 0.01~2%、Ti : 0.003~0.1%、V : 0.005~0.5%、Nb : 0.003~0.2%、Zr : 0.003~0.1%、Ta : 0.005~0.2%、B : 0.002~0.005%の1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【請求項3】 さらに、質量%で、Mg : 0.0005~0.01%、Ca : 0.0005~0.01%、REM : 0.005~0.1%のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1又は2のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【請求項4】 前記請求項1~3のいずれかに記載の成分を有し、鋳造厚みが100mm以下の鋼片を、AC₃変態点~1250℃に再加熱し、圧下比が2以上の熱間圧延を行い、熱間圧延後、フェライト分率が10%以上となる温度まで0.1~2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5~100℃/sで急冷することを特徴とする疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項5】 前記熱間圧延前において、鋼片に加熱温度が1150~1300℃、保持時間が1~100hの拡散熱処理を施すことを特徴とする、請求項4に記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項6】 請求項1~3のいずれかに記載の成分を有し、鋳造厚みが100mm超の鋼片に対して、熱間圧延前に、加熱温度が1150~1300℃、保持時間が1~100hの拡散熱処理を施した後、AC₃変態点~1250℃に再加熱し、圧下比が2以上の熱間圧延を行い、熱間圧延後、フェライト分率が10%以上となる温度まで0.1~2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5~100℃/sで急冷することを

特徴とする疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項7】 前記熱間圧延において、少なくとも開始温度が850℃以下、終了温度がA_{r3}変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含む熱間圧延を行うことを特徴とする請求項4~6のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項8】 前記熱間圧延において、少なくとも開始温度がA_{r3}変態点以下、終了温度が600℃以上で、累積圧下率が10~80%の圧延を含む熱間圧延を行うことを特徴とする請求項4~7のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項9】 前記500℃以下まで急冷した後、熱間圧延終了後、さらに(AC₁変態点+30℃)~(AC₃変態点-50℃)に再加熱し、500℃以下まで5~100℃/sで冷却する二相域熱処理を施すことを特徴とする請求項4~8のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【請求項10】 前記500℃以下まで急冷した後、又は、二相域熱処理を施した後、250~500℃で焼戻すことを特徴とする請求項4~9のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、疲労強度が必要とされる溶接構造部材に用いられる厚鋼板とその製造方法に関するものである。本発明鋼板は、例えば、海洋構造物、压力容器、船舶、橋梁、建築物、ラインパイプなどの溶接鋼構造物一般に用いることができるが、特に疲労強度を必要とする海洋構造物、船舶、橋梁、建築構造物等の構造物用鋼板として有用である。また、その他、厚鋼板を素材とする、鋼管、あるいは形鋼にも適用可能である。

【0002】

【従来の技術】溶接構造物の大型化と環境保全の要求の高まりに伴い、構造物部材に対して従来にも増した信頼性が要求されるようになってきている。現在の構造物は溶接構造が一般的であり、溶接構造物で想定される破壊形態としては、疲労破壊、脆性破壊、延性破壊などがあるが、これらの内、最も頻度が高い破壊形態は、初期欠陥からの脆性破壊あるいは疲労破壊、さらには疲労破壊の後に続く脆性破壊である。また、これらの破壊形態は、構造物の設計上の配慮だけでは防止が困難であり、また、突然の構造物の崩壊の原因となることが多く、構造物の安全確保の観点からはその防止が最も必要とされる破壊形態である。

【0003】脆性破壊については、化学組成的にNiの添加や、変態組織の最適化等の改善手段があり、また、製造方法的にも制御圧延や加工熱処理による組織微細化により改善が可能である。一方、疲労特性の場合、平滑部材に関しては強度向上等により改善することは可能で

あるが、溶接構造では溶接部の止端部形状に疲労強度が支配されるために、強度向上や組織改善による冶金的手段での疲労強度（継手疲労強度）向上は不可能であると考えられていた。すなわち、疲労強度が問題となる構造物では、高張力鋼を用いても設計強度を高めることができず、高張力鋼使用の利点が得られなかった。従って、従来このような溶接構造物においては、応力集中部となっている溶接止端部の形状を改善するための、いわゆる止端処理によって継手疲労強度の改善が図られてきた。例えば、グラインダーによって止端を削って止端半径を大きくする方法、TIG溶接によって止端部を再溶融させて止端形状を滑らかにする方法（例えば、特公昭54-30386号公報）、ショットピーニングによって止端部に圧縮応力を発生させる方法等である。

【0004】しかし、これらの止端処理は非常に手間がかかるものであるため、コスト低減、生産性改善のために、止端処理によらない、鋼材自体の継手疲労強度改善手段が待たれていた。

【0005】最近、このような要求に応じて、いくつかの継手疲労強度の良好な鋼材が提案されている。例えば、溶接熱影響部（HAZ）の組織をフェライト（ α ）とすることによってHAZの疲労強度を向上できる技術（特開平8-73983号公報）が示されている。しかし、本技術はHAZ組織をフェライト組織とする必要性から、製造できる鋼材の強度レベルに限界があり、引張強さが780MPaを超えるような高強度鋼材を製造することはできない。

【0006】引張強度が590MPa以上の高強度鋼の継手疲労強度を改善する手段もいくつか提案されており、HAZのベイナイト組織の疲労き裂の発生・伝播特性改善に高Si化（特開平8-209295号公報）、高Nb化（特開平10-1743号公報）が有効との報告がある。しかし、Si、Nbとも多量に添加すると、韌性を大幅に劣化する元素であり、また、鋼片の割れを生じる等、製造上の問題を生じる懸念もある。

【0007】加えて、上記従来技術はいずれもHAZ組織の疲労き裂の発生及びHAZ中の疲労き裂伝播を改善する手段であるが、HAZは止端部の応力集中の影響を大きく受けるため、止端形状によっては効果が生じなかったり、小さかったりする場合がある。

【0008】止端形状によらずに継手疲労強度を改善するためには、止端部から発生した疲労き裂の母材での伝播を遅延させることが有効である。このような考え方に基づいて、平均フェライト粒径が20 μ m以下の細粒組織中に、粗大フェライトを分散させた母材組織とすることによって、母材の疲労き裂進展特性を向上させる技術（特開平7-90481号公報）が開示されている。しかし、この場合も、フェライト主体組織とする必要性から、引張強度で580MPa程度の鋼材までしか製造できない。

【0009】さらに、母材の疲労き裂伝播を抑制することによって疲労強度を高める技術として、フェライトと硬質第二相からなる組織において、フェライトの硬さと硬質第二相の硬さとの間に一定の関係を規定した上で、第二相の形態（アスペクト比、間隔）、あるいは/及び、集合組織を規定した技術が、特開平11-1742号公報に開示されている。本技術は現在示されている技術の中では、疲労き裂伝播抑制に最も優れた手段の一つであるが、組織形成、集合組織発達のために、二相域〜フェライト域での累積圧下率を大きくすることが必要であるため、生産性の劣化、鋼板形状の悪化等の課題を有している。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、母材の耐疲労き裂伝播特性が優れた溶接構造物用厚鋼板を、特殊なあるいは高価な合金元素の多量添加や、生産性の劣る、あるいは複雑な製造方法によらずに、また、引張強度や鋼板板厚に大きな制限を受けずに提供することを課題とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、母材の耐疲労き裂伝播特性を向上することにより、継手の止端形状に依存せずに継手疲労強度向上させるための手段を、疲労き裂の進展挙動と鋼材ミクロ組織との関係の詳細な実験結果から見いだした。すなわち、継手止端部の応力集中部から発生した疲労き裂は板厚方向に伝播するが、疲労き裂進展に対して、き裂前面の組織の種類、形態及び特性が大きな影響を及ぼす。

【0012】先ず、組織の種類としては、光学顕微鏡オーダーで均一な組織よりも軟質相と硬質第二相との混合組織とすることが好ましい。これは、硬質第二相から軟質相へき裂が進展する際にき裂の鈍化が生じ、一方、軟質相から硬質第二相に進展する際にはき裂進展の遅延、き裂の迂回、分岐が生じるためである。このようなき裂進展挙動を生じるためには、組織は、軟質相としてはフェライト、硬質第二相としてはベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはさらに両方を含む必要がある。そして、本発明者らは、下記に示す詳細な実験に基づいて、フェライトと少なくともベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはさらに両方とを含む混合組織を有する鋼において、疲労き裂の伝播速度を効果的に抑制するためには、硬質第二相の硬さと分率に加えてその分布状態が重要であることを知見した。特に硬質相の分布については、疲労き裂の前面、すなわち、鋼板表面に平行な断面（以降、Z面と称する）での硬質第二相の分布を厳密に規定することが重要であることを初めて見いだした。

【0013】実験は母材のき裂伝播特性だけを評価するために、図4に示す表面機械ノッチ付き試験片の3点曲げ試験により行った。疲労条件は、応力振幅378MP

a、応力比0.1で行った。供試鋼には、化学組成を、C:0.05~0.2%、Si:0.15~0.3%、Mn:0.5~2%、P≤0.01%、S:約0.005%、Al:0.01~0.05%、Nb:0~0.05%、Ti:0~0.02%、Ni:0~3%、の範囲で変化させ、且つ各々熱間圧延条件、熱処理条件(熱間圧延前の拡散熱処理を含む)を種々変化させて、ミクロ組織の内、主に硬質第二相の種類、分率、分布を変化させた小型真空溶製鋼(鋼板板厚:25mm)を用いた。疲労試験片は試験片長手方向が圧延方向に平行となるように採取した。ミクロ組織の調査、硬さ測定は板厚の1/4部分のZ面において行った。組織の定量は板厚の1/4における鋼板表面に平行な断面(Z面)の光学顕微鏡組織における、5~10視野の組織写真を用い、画像解析装置を用いて行った。硬質第二相の硬さも同一断面において、荷重5~10gのマクロビッカース硬さを10点以上測定し、平均値で評価した。

【0014】なお、図4に示す前記試験装置は凸状の試験片Aに疲労き裂の発生が容易なように表面に機械ノッチNを付与し、この両側部と中央部にロールを位置させ、このロールから矢印方向に力かける3点曲げにより、交番応力を負荷したときの疲労寿命を測定して、疲労き裂伝播特性を評価できるように構成したものである。

【0015】図1は硬質第二相(以降、単に第二相と示す場合もあり)を、ビッカース硬さを200~250の範囲に調整したパーライトが主体の組織(パーライト主体相)と、ビッカース硬さを550~600の範囲に調整したベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいは両者の混合組織が主体の組織(ベイナイト~マルテンサイト主体相)ごとに層別した場合の、第二相分率と疲労試験における破断寿命との関係を示している。なお、パーライト主体相ではパーライト以外の第二相は5%未満であり、一方、ベイナイト~マルテンサイト主体相でもベイナイト、マルテンサイト以外のパーライト相の分率は5%未満である。少なくとも第二相にベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはさらに両者を含み、硬さが高い場合には、第二相がパーライト主体で硬さが低い場合に比べて明らかに疲労特性は良好である。

【0016】また、第二相がパーライト主体相の場合は疲労特性はその分率に大きく依存しないのに対して、第二相がベイナイト~マルテンサイト主体相の場合、高い疲労特性を確保するためにはその分率を限定する必要がある。特に、第二相の分率が20%未満と少ない場合は、第二相がベイナイト~マルテンサイト主体相であっても疲労特性の大きな改善が望めない。また、硬質相が80%を超えて多くなっても疲労特性は劣化する傾向にある。これは硬質相が過大であるために、ミクロな脆性破壊が生じながら疲労き裂が伝播するため、好ましくない。

【0017】図1から、疲労特性向上のためには、第二相を硬さの高いベイナイト~マルテンサイト主体相を組織中に20~80%存在させることが必要であることが分かるが、しかしながら、その中で疲労特性は大きく変動しており、他にも疲労特性を強く支配する因子が存在することが示唆される。本発明者らは、疲労き裂の進展機構から、この疲労特性の変動が第二相の形態、分布の違いによるものとの推定に立って、さらに詳細な検討を行い、第二相の展伸度、例えば、板厚断面組織で観察される第二相の圧延方向長さとの比(アスペクト比)の影響は若干あるものの、それよりも、Z面での第二相の分布が重要であることを知見するに至った。すなわち、進展中の疲労き裂前面に存在する第二相が密に且つ均一に存在することが疲労き裂進展抑制に効果的であり、同じ第二相分率でもその分布が不均一で、場所によって第二相の存在しない場所があれば、疲労き裂はそこを優先的に進展するため、第二相による疲労き裂進展抑制効果が十分発揮されない。

【0018】図2は上記の点を明らかにした結果で、図1の内、第二相が硬さの高いベイナイト~マルテンサイト主体相でその分率が20~80%の範囲にあるものについて、図3に示す定義に基づく、Z面で観察した第二相間の間隔を測定し、その最大値と疲労試験の破断寿命との関係を示している。なお、第二相間隔は疲労き裂前面に存在する第二相間隔に対応させるとの観点で、板厚の1/4位置のZ面で圧延方向に直角な方向で測定している。

【0019】図2から、第二相の種類、硬さ、分率を一定範囲に限定した中では、Z面最大第二相間隔が小さいほど疲労特性が向上することが明らかである。特にZ面最大第二相間隔が500μmを超えると疲労特性の劣化が顕著になる。500μm以下では、第二相分布の不均一性の悪影響は僅少である。

【0020】本発明は、上記の知見を含めた詳細な実験に基づいて、母材の耐疲労き裂伝播特性に好ましい組織形態を知見し、さらに該組織形態を達成するための工業的に最も好ましい手段も合わせて発明したものあって、その要旨とするところは以下の通りである。

【0021】(1) 質量%で、C:0.04~0.3%、Si:0.01~2%、Mn:0.1~3%、Al:0.001~0.1%、N:0.001~0.01%を含有し、不純物として、P:0.02%以下、S:0.01%以下を含有し、残部が鉄及び不可避不純物からなり、少なくともフェライトと硬質第二相とを含む組織を有し、且つ、表面に平行な断面組織において前記硬質第二相が下記①~④の条件を全て満たしている厚鋼板において、前記硬質第二相の組織がベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなることを特徴とする疲労強度に優れた厚鋼板。

①硬質第二相の分率:20~80%

②硬質第二相の平均ビッカース硬さ：250～800

③硬質第二相の平均円相当径：10～200 μ m

④硬質第二相間の最大間隔：500 μ m以下

【0022】(2) さらに、質量%で、Ni：0.01～6%、Cu：0.01～1.5%、Cr：0.01～2%、Mo：0.01～2%、W：0.01～2%、Ti：0.003～0.1%、V：0.005～0.5%、Nb：0.003～0.2%、Zr：0.003～0.1%、Ta：0.005～0.2%、B：0.0002～0.005%の1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1)に記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【0023】(3) さらに、質量%で、Mg：0.005～0.01%、Ca：0.0005～0.01%、REM：0.005～0.1%のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする前記(1)又は(2)のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板。

【0024】(4) 前記(1)～(3)のいずれかに記載の成分を有し、鋳造厚みが100mm以下の鋼片を、 AC_3 変態点～1250℃に再加熱し、圧下比が2以上の熱間圧延を行い、熱間圧延後、フェライト分率が10%以上となる温度まで0.1～2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5～100℃/sで急冷することを特徴とする疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0025】(5) 前記熱間圧延前において、鋼片に加熱温度が1150～1300℃、保持時間が1～100hの拡散熱処理を施すことを特徴とする、前記(4)に記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0026】(6) 前記(1)～(3)のいずれかに記載の成分を有し、鋳造厚みが100mm超の鋼片に対して、熱間圧延前に、加熱温度が1150～1300℃、保持時間が1～100hの拡散熱処理を施した後、 AC_3 変態点～1250℃に再加熱し、圧下比が2以上の熱間圧延を行い、熱間圧延後、フェライト分率が10%以上となる温度まで0.1～2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5～100℃/sで急冷することを特徴とする疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0027】(7) 前記熱間圧延において、少なくとも開始温度が850℃以下、終了温度が A_{r3} 変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含む熱間圧延を行うことを特徴とする前記(4)～(6)のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0028】(8) 前記熱間圧延において、少なくとも開始温度が A_{r3} 変態点以下、終了温度が600℃以上で、累積圧下率が10～80%の圧延を含む熱間圧延を行うことを特徴とする前記(4)～(7)のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0029】(9) 前記500℃以下まで急冷した

後、熱間圧延終了後、さらに(AC_1 変態点+30℃)～(AC_3 変態点-50℃)に再加熱し、500℃以下まで5～100℃/sで冷却する二相域熱処理を施すことを特徴とする前記(4)～(8)のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0030】(10) 前記500℃以下まで急冷した後、又は、二相域熱処理を施した後、250～500℃で焼戻すことを特徴とする前記(4)～(9)のいずれかに記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法。

【0031】

【発明の実施の形態】本発明は、化学組成の適正化と、前述した新しい知見に基づいた組織要件の適正化が必須となるが、まず、組織要件の限定理由を説明し、次いで化学組成の限定理由を述べ、最後に、本発明の厚鋼板を製造する方法について、本発明で提案する製造方法の実施の形態を説明する。

【0032】疲労強度を高めるための組織要件は、「少なくともフェライトと、ベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなる硬質第二相とを含む組織を有し、鋼板表面に平行な断面組織において前記硬質第二相が、①硬質第二相の分率：20～80%、②硬質第二相の平均ビッカース硬さ：250～800、③硬質第二相の平均円相当径：10～200 μ m、④硬質第二相間の最大間隔：500 μ m以下、の条件を全て満たしていること」であり、前述の詳細な実験結果を中心とした種々新知見に基づいて決定されたものである。

【0033】まず、組織として、フェライトと、ベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなる硬質第二相とを含む組織とする必要があるのは、軟質相と硬質相との混合組織とすることによって、硬質相から軟質相へき裂が進展する際にき裂の鈍化が生じ、一方、軟質相から硬質相に進展する際にはき裂進展の遅延、き裂の迂回、分岐が生じるために疲労き裂進展速度が顕著に抑制されるためである。このようなき裂進展挙動を生じるためには、組織は、軟質相としてはフェライト、硬質相としてはベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはさらに両方を含む必要がある。軟質相としてフェライトが好ましいのは、溶接構造用の低合金鋼において、十分柔らかい組織としてはフェライトが唯一であるためである。高合金鋼であれば、オーステナイト相を軟質相とすることも可能であるが、本発明が対象としている溶接構造用厚鋼板において、変態組織中に十分な分率でオーステナイト相を残存させることは非常に困難であり、採用し難い。フェライト相であれば、極端な加工や固溶強化によって該相が硬化しなければ疲労特性に特段の問題は生じない。目安として、フェライト相のビッカース硬さは220以下であることが好ましい。

【0034】硬質第二相の種類として、ベイナイトあるいはマルテンサイト、あるいはさらに両方の混合組織が好ましいのは、パーライトに比べて組織が均一で、且つ

硬さの割に韌性が良好であるためである。パーライトが好ましくないのは、ビッカース硬さを250以上にすることが容易でないことと、硬さを高められたとしても、パーライト自体がフェライトとセメンタイトとの層状組織であるために、疲労き裂がパーライト内の軟質なフェライトを選択的に進展することが可能で、疲労き裂進展抑制効果が小さいためである。また、硬質第二相としては、析出物や介在物も考えられるが、これらを疲労き裂進展抑制に有効な、20～80%含有させることが容易でなく、該析出物、介在物はベイナイトやマルテンサイト10に比べて非常に脆いため、このように多量に含有した場合には韌性の顕著な劣化が生じ、構造物用鋼としての実用に耐えられない。

【0035】以上の理由により、硬質第二相としてはベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織とする必要があるが、さらに該硬質第二相の分率、硬さ、サイズ、分布状態を厳密に規定する必要がある。

【0036】硬質第二相の分率は、図1から下限を20%とする。これは、前記の第二相分率が20%未満であると、その他の組織要件を適正化しても疲労特性の明確な向上が望めないためである。また、本発明では硬質第二相の上限は80%とする。これは、硬質第二相の分率を80%超とした上で、該硬質第二相の硬さを250以上とすることが化学組成上容易でないことと、硬質第二相の分率が80%超であると、フェライトに比べて硬質第二相の韌性が劣るために鋼材の韌性劣化が懸念されるためである。また、硬質第二相間に存在するフェライトの変形が拘束されることも韌性確保に不利となり、疲労き裂進展中に脆性破壊が生じて、疲労特性が劣化する場合もある。本発明における硬質第二相の分率はZ面での断面組織における面積分率を意味する。30

【0037】なお、ベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなる硬質第二相の分率が本発明を満足していれば、これら以外の硬質第二相を10%未満含んでいても疲労特性に実質的に悪影響を及ぼさないため、ベイナイト、マルテンサイト以外の第二相を10%未満含む場合も本発明範囲とする。また、本発明においては、セメンタイトや炭窒化物、非金属介在物は疲労特性に対する明確な効果を示さないため、硬質第二相には含めない。

【0038】硬質第二相の硬さも疲労特性確保のために必須要件である。第二相の種類をベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織とし、且つ第二相分率を20～80%とした上で、疲労特性を良好とするために必要な硬さは、ビッカース硬さの平均値で250～800の範囲である。平均ビッカース硬さが250未満であると、軟質相であるフェライトとの硬さが小さいために、軟質相/硬質相界面近傍での疲労き裂の進展遅延、迂回、分岐が十分な頻度で生ぜず、疲労特性の向上が図られない。一方、硬質第二相の平均ビッカース硬さ40

が800超であると、硬質第二相の脆化が著しくなり、該硬質第二相が疲労試験中においてさへ脆性破壊を生じようになり、むしろ疲労き裂進展が加速されるようになり、疲労特性が劣化する。

【0039】以上の理由から、ベイナイト、マルテンサイトのいずれか又は両者の混合組織からなる硬質第二相の分率と硬さを適正範囲に限定するが、一層の疲労特性向上を図るために、該硬質第二相のサイズと分布をさらに限定する必要がある。

【0040】サイズの限定は、硬質第二相は硬くなれば硬くなるほど、脆化して鋼材の韌性劣化、疲労特性の劣化につながるために、第二相の硬質化によるき裂進展遅延効果の享受と、硬質第二相の韌性劣化抑制とを両立させる上で必要である。硬質第二相の韌性はその平均円相当径によって支配されており、200 μ m超であると韌性劣化が無視できなくなるため、本発明においては、硬質第二相の平均円相当径を200 μ m以下に限定する。韌性確保の観点からは、硬質第二相のサイズは微細なほど好ましいが、硬質第二相のサイズが過小であると、疲労き裂進展抑制効果が不十分となるため、本発明では疲労き裂進展抑制効果が確実に発揮できる硬質第二相のサイズとしてその下限を10 μ mとする。

【0041】さらに硬質第二相の分布として、前述した図3に示す結果にあるように、Z面で観察される硬質第二相間の間隔を適正化する必要がある。本発明においては、図3の結果に基づいて、硬質第二相間隔の拡大による疲労特性の劣化が僅少である、Z面での最大第二相間隔500 μ mを上限として規定する。なお、Z面での第二相間の間隔とは、疲労き裂前面に存在する第二相間隔に対応させる方向での間隔であり、例えば、き裂面が圧延方向に直角に進展する場合にはZ面第二相間隔も圧延方向に直角な方向での値とする。

【0042】なお、以上の組織の分率、硬さ、分布状態は全てZ面についてのものであるが、疲労き裂は溶接部から発生して表面から板厚方向に進展することから、表面から板厚中心部までの平均的な組織状態が本発明を満足すれば良い。板厚方向の組織変化がZ面内での組織変動に比べて小さければ板厚の1/4におけるZ面での測定値で評価しても構わない。板厚方向の組織変化が大きい場合は、板厚方向の数カ所、例えば鋼板表面1～2mm、板厚の1/4、板厚中心部の平均値で評価しても良い。

【0043】以上が本発明における組織要件の限定理由である。疲労特性の確保、構造物用鋼として必要な強度・韌性確保のためにはさらに下記に示すように化学組成についても適正化する必要がある。

【0044】すなわち、Cは、硬質第二相の硬さを高めるのに有効な成分である。0.04%未満では、安定的にビッカース硬さが250以上の硬質第二相を20%以上存在させることが容易でないため、本発明ではCの下50

限を0.04%とする。ただし、0.3%を超える過剰の含有は母材及び溶接部の靱性や耐溶接割れ性を低下させるため、上限は0.3%とした。

【0045】Siは、脱酸元素として、また、母材の強度確保に有効な元素であるが、0.01%未満の含有では脱酸が不十分となり、また強度確保に不利である。逆に2%を超える過剰の含有は粗大な酸化物を形成して延性や靱性の劣化を招く。そこで、Siの範囲は0.01~2%とした。

【0046】Mnは母材の強度、靱性の確保に必要な元素であり、最低限0.1%以上含有する必要があるが、過剰に含有すると、硬質相の生成や粒界脆化等により母材靱性や溶接部の靱性、さらに溶接割れ性など劣化させるため、材質上許容できる範囲で上限を3%とした。

【0047】Alは脱酸、加熱オーステナイト粒径の細粒化等に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.001%以上含有する必要がある。一方、0.1%を超えて過剰に含有すると、粗大な酸化物を形成して延性を極端に劣化させるため、0.001%~0.1%の範囲に限定する必要がある。

【0048】NはAlやTiと結びついてオーステナイト粒微細化に有効に働くため、微量であれば機械的特性向上に有効である。また、工業的に鋼中のNを完全に除去することは不可能であり、必要以上に低減することは製造工程に過大な負荷をかけるため好ましくない。そのため、工業的に制御が可能で、製造工程への負荷が許容できる範囲として下限を0.001%とする。過剰に含有すると、固溶Nが増加し、延性や靱性に悪影響を及ぼす可能性があるため、許容できる範囲として上限を0.01%とする。

【0049】Pは不純物元素であり、鋼の諸特性に対して有害であるため、極力低減する方が好ましいが、本発明においては、実用上悪影響が許容できる量として、上限を0.02%とする。

【0050】Sも基本的には不純物元素であり、特に鋼の延性、靱性さらには疲労特性に悪影響が大きいため、低減が好ましい。実用上、悪影響が許容できる量として、上限を0.01%に限定する。ただし、Sは微量範囲では、微細硫化物を形成して溶接熱影響部(HAZ)靱性向上に寄与するため、HAZ靱性を考慮する場合は、0.0005~0.005%の範囲で添加することは好ましい。

【0051】以上が本発明の厚鋼板の基本成分の限定理由であるが、本発明においては、強度・靱性の調整のために、必要に応じて、Ni、Cu、Cr、Mo、W、Ti、V、Nb、Zr、Ta、Bの1種又は2種以上を含有することができる。

【0052】Niは母材の強度と靱性を同時に向上でき、非常に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.01%以上の添加が必要である。Ni量が増加す

るほど母材の強度・靱性を向上させるが、6%を超えるような過剰な添加では、効果が飽和する一方で、HAZ靱性や溶接性の劣化を生じる懸念があり、また、高価な元素であるため、経済性も考慮して、本発明においてはNiの上限を6%とする。

【0053】CuもNiとほぼ同様の効果を有する元素であるが、効果を発揮するためには0.01%以上の添加が必要であり、1.5%超の添加では熱間加工性やHAZ靱性に問題を生じるため、本発明においては、0.01~1.5%の範囲に限定する。

【0054】Crは固溶強化、析出強化により強度向上に有効な元素であり、効果を生じるためには0.01%以上必要であるが、Crは過剰に添加すると焼入硬さの増加、粗大析出物の形成等を通して、母材やHAZの靱性に悪影響を及ぼすため、許容できる範囲として、上限を2%に限定する。

【0055】Mo、WもCrと同様に、固溶強化、析出強化によって強度を高めるに有効な元素であり、また、硬質第二相の硬さ確保にも有効な元素であるが、各々、効果を発揮でき、他特性に悪影響を及ぼさない範囲として、Mo、Wともに、0.01~2%に限定する。

【0056】Tiはオーステナイト中に安定なTiNを形成して母材だけでなくHAZの加熱オーステナイト粒径微細化に寄与するため、強度向上に加えて靱性向上にも有効な元素である。ただし、その効果を発揮するためには、0.003%以上含有させる必要がある一方、0.1%を超えて過剰に含有させると、粗大なTiNを形成して靱性を逆に劣化させるため、本発明においては、0.003~0.1%の範囲に限定する。

【0057】Vは析出強化により母材の強度向上に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.005%以上必要である。添加量が多くなるほど強化量も増加するが、それに伴って、母材靱性、HAZ靱性が劣化し、且つ、析出物が粗大化して強化の効果も飽和する傾向となるため、強化量に対して靱性劣化が小さい範囲として、上限を0.5%とする。

【0058】Nbは析出強化及び変態強化により微量で高強度化に有効な元素であり、また、オーステナイトの加工・再結晶挙動に大きな影響を及ぼすため、母材靱性向上にも有効である。さらには、HAZの疲労特性向上にも有効である。効果を発揮するためには、0.003%以上は必要である。ただし、0.2%を超えて過剰に添加すると、靱性を極端に劣化させるため、本発明においては、0.003~0.2%の範囲に限定する。

【0059】Zrも主として析出強化により強度向上に有効な元素であるが、効果を発揮するためには0.003%以上必要である。一方、0.1%を超えて過剰に添加すると粗大な析出物を形成して靱性に悪影響を及ぼすため、上限を0.1%とする。

【0060】TaもNbと同様の効果を有し、適正量の

添加により強度、靱性の向上に寄与するが、0.005%未満では効果が明瞭には生ぜず、0.2%を超える過剰な添加では粗大な析出物に起因した靱性劣化が顕著となるため、範囲を0.005~0.2%とする。

【0061】Bは極微量で焼入性を高める元素であり、高強度化に有効な元素である。Bは固溶状態でオーステナイト粒界に偏析することによって焼入性を高めるため、極微量でも有効であるが、0.0002%未満では粒界への偏析量を十分に確保できないため、焼入性向上効果が不十分となったり、効果にばらつきが生じたりしやすくなるため好ましくない。一方、0.005%を超えて添加すると、鋼片製造時や再加熱段階で粗大な析出物を形成する機会が多いため、焼入性向上効果が不十分となったり、鋼片の割れや析出物に起因した靱性劣化を生じる危険性も増加する。そのため、本発明においては、Bの範囲を0.0002~0.005%とする。

【0062】さらに、本発明においては、延性の向上、継手靱性の向上のために、必要に応じて、Mg、Ca、REMの1種又は2種以上を含有することができる。

【0063】Mg、Ca、REMはいずれも硫化物の熱間圧延中の展伸を抑制して延性特性向上に有効である。酸化物を微細化させて継手靱性の向上にも有効に働き、その効果を発揮するための下限の含有量は、Mgは0.0005%、Caは0.0005%、REMは0.005%である。一方、過剰に含有すると、硫化物や酸化物の粗大化を生じ、延性、靱性、さらに疲労特性の劣化を招くため、上限を各々、Mg、Caは0.01%、REMは0.1%とする。

【0064】以上が、本発明の基本要件である、ミクロ組織と化学組成の限定理由である。加えて、本発明においては、本発明の組織要件を満足させるための適切な製造方法についても、提示する。ただし、本発明のミクロ組織については、その達成手段を問わず効果を発揮するものであり、本発明の、請求項1~3に記載の疲労強度に優れた厚鋼板の製造方法は、請求項4~10に示した方法に限定されるものではない。

【0065】第1の製造方法は、必要に応じて熱間圧延前に、鋼片に加熱温度が1150~1300℃、保持時間が1~100hの拡散熱処理を施した鋳造厚みが100mm以下の鋼片を、AC₃変態点~1250℃に再加熱し、圧下比が2以上の熱間圧延を行い、熱間圧延後、フェライト分率が10%以上となる温度まで0.1~2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5~100℃/sで急冷することを特徴とする。

【0066】第2の製造方法は、鋳造厚みが100mm超である鋼片に対するもので、熱間圧延前に、鋼片に加熱温度が1150~1300℃、保持時間が1~100hの拡散熱処理を施した後、AC₃変態点~1250℃に再加熱し、圧下比が2以上の熱間圧延を行い、熱間圧延後、フェライト分率が10%以上となる温度まで0.

1~2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5~100℃/sで急冷することを特徴とする。

【0067】また、第1、第2の方法とも、必要に応じて、開始温度が850℃以下、終了温度がAr₃変態点以上で、累積圧下率が30%以上の圧延を含むか、あるいは/及び、開始温度がAr₃変態点以下、終了温度が600℃以上で、累積圧下率が10~80%の圧延を含む熱間圧延を行うことができる。

【0068】さらに、熱間圧延後の鋼板に対して、(AC₁変態点+30℃)~(AC₃変態点-50℃)に再加熱し、500℃以下まで5~100℃/sで冷却する二相域熱処理、あるいは/及び、加熱温度が250~500℃の焼戻しを施すことができる。

【0069】第二相のサイズ、分布は、凝固時に生じる、MnやC等のミクロ偏析部の分布と変態挙動によって大きく左右される。本発明の要件となっている硬質第二相の微細化及び間隔の低減のためにはミクロ偏析部を微細分散させることが有効であるが、そのためには、凝固前後の冷却速度を高めたり、熱間圧延によって2次デンドライトアーム間隔を低減することが有効である。また、拡散熱処理によって一旦生成したミクロ偏析の偏析程度自体を軽減する方法も有効である。

【0070】鋳造厚みを100mm以下とするのは、凝固速度を大きくすることによって2次デンドライトアーム間隔を微細化して、最終組織においてZ面の硬質第二相サイズと間隔とを本発明範囲内とするためである。鋳造厚みが100mm超では、確実に硬質第二相の平均円相当径を200μm以下、また、硬質第二相間の最大間隔を500μm以下とすることが困難となる。

【0071】鋳造厚みに関わらずに硬質第二相の微細分散を図る方法が、加熱温度が1150~1300℃、保持時間が1~100hの拡散熱処理である。Mnを主とする合金元素の有効な拡散のためには、1150℃で1h以上の保持が必要である。ただし、拡散熱処理温度が1300℃超では、加熱オーステナイトが極端に粗大となって鋼板の靱性に悪影響を及ぼし、また、鋼板の肌荒れを生じる恐れがあって好ましくない。保持時間は1h以上であれば長いほど好ましいが、拡散熱処理温度が1150℃以上であれば保持時間が100h以内で十分合金元素の均一化が達成されるため、本発明では上限を100hとする。なお、本拡散熱処理と鋳造厚みの低減とはその効果が加算的であるため、第一の方法において、必要に応じて鋳造厚みが100mm以下の鋼片に対しても本拡散熱処理を施すことは有効である。

【0072】本発明においては、鋳造厚みが100mm以下の鋼片又は/及び加熱温度が1150~1300℃、保持時間が1~100hの拡散熱処理を施した鋼片を、AC₃変態点~1250℃に再加熱し、圧下比が2以上の熱間圧延を行い、熱間圧延後、フェライト分率が

10%以上となる温度まで0.1~2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5~100℃/sで急冷して厚鋼板とすることを鋼板製造条件の基本とする。

【0073】鋼片の再加熱温度をAC₃変態点~1250℃とするのは、再加熱温度がAC₃変態点未満であると、加熱段階でオーステナイト単相とならず、また析出物の固溶が十分でないため、構造材料として必要な強度・靱性を得ることが困難となるためであり、一方、再加熱温度が1250℃超であると、加熱オーステナイト粒

径が極端に粗大となって、その後の熱間圧延によっても十分微細化されず、そのため、靱性が劣化する恐れがあるためである。
【0074】熱間圧延は圧下比（ casting厚み/鋼板厚み）を2以上とする。これは、圧下比が2以上であれば、Z面での硬質第二相の微細分散に対しても有利であり、且つ、板厚方向での硬質第二相の間隔も低減することで、疲労特性の向上に寄与するためである。さらに、圧下比が2未満であると、鋼片中に存在する、凝固収縮ともな

って生じるポロシティの圧着が困難であることも、圧下比を2以上とする理由となる。
【0075】熱間圧延後、フェライト分率が10%以上となる温度まで0.1~2℃/sの冷却速度で冷却した後、さらに500℃以下まで5~100℃/sで急冷するのは、疲労特性向上に必要な平均ビッカース硬さが250~800である硬質第二相の組織中の分率を20~80%確保するためである。本発明のようにC量が0.3%以下の低C鋼において、該硬質第二相を生成されるためには、変態温度域を急冷するとともに、変態前のオーステナイト相にCを濃化させる必要があり、そのためには急冷前にフェライト変態を生じさせる必要がある。急冷前のフェライト分率が10%未満では未変態オーステナイトへのCの濃化が不十分となる場合があるため、本発明では急冷前のフェライト分率を10%以上とする。該フェライトの生成はオーステナイトへのCの濃化が主要な目的であるため、フェライト変態温度は高めである方が好ましく、そのためにフェライト生成の際の冷却速度は2℃/s以下とする。該冷却速度が過大であると、フェライト変態温度が低下するため、また、Cの拡散速度が十分でなくなるため、オーステナイトへのCの濃化にとって好ましくない。オーステナイトへのCの濃化の観点からはフェライト生成過程での冷却速度は小さいほど好ましいが、0.1℃/s以上であれば十分であり、それ以上徐冷しても効果は飽和するため、本発明では下限の冷却速度を0.1℃/sとする。

【0076】Cが十分濃化した未変態オーステナイトを5~100℃/sで500℃以下まで急冷することによって低温で変態させ、硬質第二相を形成する。変態域前後の平均冷却速度が5℃/s未満であると、本発明の化学組成範囲内であっても、平均ビッカース硬さが250

以上の硬質第二相を安定的に形成させることが困難となる。冷却速度が大きいほど硬質第二相形成には有利であるが、100℃/sを超えて大きくとも効果が飽和し、且つ、このような過大な冷却速度で冷却することは製造コストの上昇、鋼板形状の悪化にもつながる。以上の理由により、本発明においては、未変態オーステナイトから硬質第二相を形成させる際の急冷における冷却速度は5~100℃/sの範囲とする。該冷却速度での急冷は変態がほぼ完了させるまで必要で、本発明の化学組成範囲では該急冷の停止温度を500℃以下とすれば、所望の硬質第二相を得ることができる。

【0077】なお、インゴットあるいはスラブ等の鋼片に対して、鋼板となすための熱間圧延前に、形状調整等の目的のために分塊圧延を施しても本発明の効果を損なうものではない。また、本発明の拡散熱処理の条件を満足している限り、拡散熱処理と分塊圧延とを兼用すること、すなわち、鋼片を、本発明の拡散熱処理条件である、1150~1300℃に1~100h保持した後の冷却段階で分塊圧延を施すことも全く問題ない。

【0078】以上が本発明における製造方法の基本要件限定理由であるが、本発明の製造方法においては、さらに、本発明の組織要件を得るため、及び、機械的性質の改善等を目的として、必要に応じて、本発明の製造方法の基本要件を満足した上で、付加的に下記の(a)~(d)の処理を施すことができる。

(a) 開始温度が850℃以下、終了温度がA_{r3}変態点以上で、累積圧下率が30%以上の熱間圧延を行う。

(b) 開始温度がA_{r3}変態点以下、終了温度が600℃以上で、累積圧下率が10~80%の熱間圧延を行う。

(c) 500℃以下までに急冷後、さらに(AC₁変態点+30℃)~(AC₃変態点-50℃)に再加熱し、500℃以下まで5~100℃/sで冷却する二相域熱処理を施す。

(d) 500℃以下まで急冷後、又は二相域熱処理を施した後、250~500℃で焼戻す。

【0079】(a)は、変態前のオーステナイトを微細化あるいは/及び未再結晶オーステナイトへ歪を蓄積して変態組織を微細化するための工程である。変態組織を微細化する結果、硬質第二相が微細分散し、安定的に、硬質第二相の平均円相当径:10~200μm、硬質第二相間の最大間隔:500μm以下、を満足させることができ、疲労特性が向上する。また、合わせて、フェライト粒径も微細化するため、本手段は疲労特性と同時に高靱性を達成するためには有効である。

【0080】以上の効果を発揮するためには、累積圧下率が30%以上の熱間圧延を開始温度が850℃以下、終了温度がA_{r3}変態点以上で行う必要がある。累積圧下率が30%未満であると、再結晶域圧延においては再

結晶オーステナイト粒の微細化は十分でなく、また、未再結晶域圧延においてはオーステナイト粒への歪蓄積が十分でなく、圧延温度の如何によらず、変態組織の微細化が十分でない。一方、累積圧下率が30%以上であっても、圧延温度が適正範囲でないと、圧延の効果が有効に組織微細化に寄与しないため、好ましくない。すなわち、圧延開始温度が850℃超では、再結晶オーステナイト粒の微細化が不十分でなかったり、導入された転位の回復速度が大きく、歪が有効に蓄積されない。本発明においては、(a)の手段における圧延は組織微細化に

10 全て寄与させる観点から、圧延開始温度の上限を850℃とする。圧延はオーステナイト域で終了する限りは組織微細化に有効であるため、(a)の付加的な処理における圧延終了温度はA_{r3}変態点以上であれば良い。なお、圧延温度が850℃～A_{r3}変態点の範囲であれば、圧延の効果はほぼ蓄積されるため、圧下率は累積圧下率で規定すればよく、各パスの圧下条件を規定する必要はない。

【0081】(b)は、二相域圧延によってフェライト

20 変態を促進させ、未変態オーステナイトへのC濃化を促進させて、硬質第二相の硬さを確保する上で有効な手段である。オーステナイトへCを濃化させるには、より高温でフェライトからオーステナイトへCを拡散させた方がオーステナイトへのCの濃化が確実で、オーステナイト中のC量が多くなり、変態後の硬質第二相の硬さが増す。

【0082】二相域圧延を施すことで、フェライト変態が促進される。そのために、本発明の化学組成範囲においては、開始温度がA_{r3}変態点以下、終了温度が600℃以上で、累積圧下率が10～80%の熱間圧延を付加的に行うことが有効である。開始温度をA_{r3}変態点以下としたのは、A_{r3}変態点超では、加工によって変態点が上昇した場合でも二相域での加工量が不十分となるためである。圧延の終了温度を600℃以上としたのは、600℃未満では加工中あるいは／及び加工後、急冷開始までの間にオーステナイトからの変態が生じて、急冷によって生成されるべき硬質第二相よりも硬さの低い、パーライト変態が生じてしまう恐れがあるためである。二相域圧延によるフェライト変態促進効果を確実にするために、二相域圧延の累積圧下率は10%以上必要である。10%未満では、フェライト変態促進が十分でなく、二相域圧延を付加的に施す意味がない。二相域圧延の累積圧下率の上限は80%とする。これは80%を超えて過大な二相域圧延を施すと、未変態オーステナイトからの変態も促進されてしまい、所望の硬質第二相が形成されない恐れがあり、また、工業的にも、圧延終了温度の下限である600℃を確保することが困難となるためである。なお、本手段を付加的に用いることにより、集合組織が発達し、それによる疲労特性の向上、靱性の向上も補助的に期待できる。

【0083】(c)は、二相域熱処理によって、より確実に硬質第二相の硬さ、分率を確保するものである。二相域に加熱すると、逆変態でのオーステナイト化は、成分の濃化したミクロ偏析部やパーライト部分から生じるため、熱処理前の熱間圧延条件が本発明の要件を満足していれば、分散状態に関しては本発明の範囲内となる。二相域熱処理の加熱条件に応じて、逆変態オーステナイトの分率と該オーステナイトへのCの濃化の程度が決定される。すなわち、オーステナイトから変態した後の硬質第二相の分率と硬さが決定される。二相域熱処理における加熱温度が(A_{C1}変態点+30℃)未満であると、逆変態オーステナイト分率、従って、結果としての硬質第二相分率が本発明に比べて過小となり、疲労特性が劣化する。一方、二相域熱処理における加熱温度が、(A_{C3}変態点-50℃)超であるとオーステナイト分率は多くなるが、そのかわりに該オーステナイト中へのCの濃化が不十分で、硬質第二相の硬さが本発明を逸脱して低くなるため、やはり疲労特性が劣り、好ましくない。従って、本発明においては、二相域熱処理温度は(A_{C1}変態点+30℃)～(A_{C3}変態点-50℃)に限定する。(A_{C1}変態点+30℃)～(A_{C3}変態点-50℃)に再加熱した後、冷却は500℃以下まで5～100℃/sで冷却するが、これは、前記した熱間圧延後の急冷と同様に、Cが十分濃化した未変態オーステナイトを低温で変態させ、本発明の組織要件を満足する硬質第二相を形成するためである。

【0084】(d)は、500℃以下までに急冷後、又は二相域熱処理を施した後に行う焼戻し処理であり、必要に応じて、強度・靱性を調整するために行う。ただし、硬質第二相の硬さを過度に低下させないための配慮が必要である。すなわち、本発明においては、焼戻し温度の上限を500℃とする。これは、焼戻し温度が500℃超であると、化学組成によっては、熱間圧延や二相域熱処理段階では硬質相の平均ビッカース硬さが250以上であったものが、焼戻しを施すことによって250未満に低下してしまう懸念があるためである。また、本発明では焼戻し温度の下限を250℃と規定するが、これは、焼戻し温度が250℃未満では、焼戻しによる材質調整効果が明確でないためである。

40 【0085】次に、本発明の効果を実施例によってさらに具体的に述べる。

【0086】

【実施例】実施例に用いた供試鋼の化学組成を表1に示す。各供試鋼は造塊後、分塊圧延により、あるいは連続鍛造により鋼片となしたものである。表1の内、鋼片番号1～10は本発明の化学組成範囲を満足しており、鋼片番号11～15は本発明の化学組成範囲を満足していない。表1には合わせて加熱変態点(A_{C1}、A_{C3})を示すが、これは、昇温速度が5℃/min.のときの実測値であるが、表2に示す、鋼板の鋼片加熱あるいは熱

処理時における実際の昇温条件での変態点とほぼ合致している。

【0087】表1の化学組成の鋼片を、表2に示す条件の拡散熱処理、熱間圧延、熱処理、焼戻しを施して、板厚25mm又は50mmの鋼板に製造し、室温の引張特性、2mmVノッチシャルピー衝撃特性、さらに溶接継手の疲労特性を調査した。引張試験片及びシャルピー衝撃試験片は板厚中心部から圧延方向に直角(C方向)に採取した。引張特性は室温で測定し、シャルピー衝撃特性は50%破面遷移温度(vTrs)で評価した。疲労試験は、構造物の溶接止端部から疲労き裂が発生し、母材部を伝播する場合の疲労特性を評価するために、図5に示す廻し溶接継手について行った。試験片Sは、鋼板から鋼板長手方向長さ:300mm、幅方向長さ:80mm、板厚:25mm(25mm厚材については全厚、50mm厚材については表面から採取)、のサイズで試験板を採取し、幅:10mm、長さ:30mm、高さ:30mmのリップ板Bを炭酸ガス溶接(CO₂溶接)により、試験板の中央に廻し溶接Cで溶接した。この際の炭酸ガス溶接は、化学組成が、C:0.06mass%、Si:0.5mass%、Mn:1.4Mass%、である1.4mm径の溶接ワイヤを用いて、電流:270A、電圧:30V、溶接速度:20cm/min.で行った。疲労試験は、荷重支点Fのスペンを、下スペン:70mm、上スペン:220mmとして、最大荷重(Pmax):5500kgfで応力比(R):0.1の繰返し応力負荷を加え、疲労寿命を測定した。

【0088】鋼板の硬質第二相の組織形態(種類、分率、ビッカース硬さ、平均円相当径、最大間隔)と機械的性質を表3に示す。なお、組織の定量は板厚の1/4における鋼板表面に平行な断面(Z面)の光学顕微鏡組織について実施した。5~10視野の組織写真を用い、画像解析装置により定量した。硬質第二相の硬さも同一断面において、荷重5~10gのマクロビッカース硬さを10点以上測定し、平均値で評価した。

【0089】表2、3の内の鋼板番号A1~A13は、本発明の化学組成と組織に関する要件を全て満足している鋼板であり、いずれも構造用鋼として必要な強度、靱性(2mmVノッチシャルピー衝撃特性)を有している

だけでなく、極めて良好な継手疲労特性も有していることが明らかである。

【0090】一方、鋼板番号B1~B11は、本発明のいずれかの要件を満足していない、比較の鋼板であり、同程度の組成、強度レベルの本発明の鋼板に比べて、継手疲労特性や靱性が劣っていることが明白である。

【0091】鋼板番号B1~B5は、化学組成が本発明を満足していないために、本発明の組織要件を満足できないか、あるいは本発明の組織要件を満足しているにも関わらず、良好な特性を達成できなかった例である。

【0092】すなわち、鋼板番号B1は、C量が過大であるため、靱性が劣るのは勿論、靱性が極端に劣るために、疲労試験においてさえも硬質相が脆性破壊する影響で、本発明に比べて、継手疲労特性が劣る。

【0093】鋼板番号B2は、Mn量が過剰なため、C量が過大な場合と同様の理由により、靱性、疲労特性ともに、本発明よりも顕著に劣る。

【0094】鋼板番号B3、B4は、各々P、N量が過剰で、鋼を脆化させるため、やはり靱性、疲労特性ともに、本発明よりも顕著に劣る。

【0095】鋼板番号B5は、S量が過剰であるため、延性劣化を介して、疲労特性を大きく劣化させるため、本発明に比べて疲労特性が劣る。

【0096】鋼板番号B6~B11は、化学組成は本発明を満足しているものの、組織要件が本発明を満足していないために、継手疲労特性が劣っている例である。

【0097】すなわち、鋼板番号B6及びB9は、硬質第二相の間隔が過大であるため、同一組成の本発明鋼に比べて疲労特性が劣っている例である。

【0098】鋼板番号B7、B8及びB10、B11は、第二相が疲労特性に好ましくないバーライトであるため、第二相の分散状態は本発明を満足しているにも関わらず疲労特性が本発明に比べて大きく劣っている。

【0099】以上の実施例から、本発明によれば、構造用鋼として十分高い靱性を確保しながら、優れた継手疲労特性を得ることが可能であることが明白である。

【0100】

【表1】

区 分	牌 号	化 学 成 分 (mass%)																				加 热 处 理 (°C)			
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Nb	Ta	V	Ti	Zr	B	Mg	Co	REM	AC ₁	AC ₂	
木 質 試 料	1	0.15	0.60	0.89	0.013	0.006	0.038	0.0041	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	745	876
	2	0.13	0.29	1.35	0.011	0.001	0.036	0.0021	-	-	-	-	-	0.012	-	-	0.008	-	-	-	-	-	-	735	855
	3	0.12	0.25	1.40	0.011	0.003	0.029	0.0032	-	-	-	0.20	-	0.011	-	-	0.010	-	-	-	-	-	-	740	875
	4	0.13	0.24	1.39	0.010	0.002	0.028	0.0031	-	-	0.21	-	-	0.010	-	-	0.010	-	-	-	-	-	-	745	880
	5	0.22	0.09	1.03	0.008	0.001	0.040	0.0027	0.16	0.27	-	-	-	-	-	0.046	0.007	-	0.0005	-	0.0015	-	725	810	
	6	0.06	0.31	1.33	0.009	0.002	0.057	0.0028	-	-	0.05	0.04	-	0.088	-	0.048	-	-	0.0013	-	-	0.0058	740	905	
	7	0.10	0.16	1.02	0.007	0.003	0.042	0.0035	0.23	1.05	0.30	0.35	-	-	-	0.052	-	0.005	0.0015	-	-	-	725	855	
	8	0.04	0.23	0.55	0.005	0.002	0.021	0.0036	-	-	0.75	-	0.23	-	0.078	0.210	-	-	-	0.0005	-	-	755	920	
	9	0.08	0.56	0.75	0.008	0.002	0.026	0.0031	0.56	1.22	0.45	0.39	-	0.012	-	0.056	0.008	0.006	0.0011	0.0008	-	0.0072	730	876	
	10	0.05	0.34	0.80	0.007	0.003	0.039	0.0025	0.85	4.69	-	-	0.25	-	0.053	0.022	-	0.005	-	0.0012	0.0018	0.0132	620	780	
	11	0.45	0.55	1.23	0.013	0.006	0.057	0.0053	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	735	725	
	12	0.15	0.19	3.05	0.010	0.005	0.016	0.0078	-	-	-	-	-	-	-	-	0.015	-	-	-	-	-	715	815	
	13	0.13	0.54	1.46	0.023	0.003	0.025	0.0033	-	-	-	-	-	0.013	-	-	0.014	-	-	-	-	-	740	880	
	14	0.12	0.35	1.55	0.016	0.003	0.053	0.0152	-	-	-	-	-	0.009	-	0.045	0.020	-	-	-	-	-	735	870	
	15	0.08	0.23	1.44	0.012	0.019	0.037	0.0035	0.12	0.13	-	-	-	0.006	-	-	0.013	-	-	-	-	-	730	880	
比 較 例																									

【0101】
【表2】

2006/11/5

【0102】
【表3】

10

20

30

40

[illegible][illegible]

25

26

区分	鋼板番号	鋼片番号	主体となる 第二相 種類	硬質第二相(注9,10,11)						引張特性		シャルピー vT _{1/2} (°C)	疲労 寿命 (cycle)	
				超微分率				平均 円相当径 (μm)	最大間隔 (μm) (注12)	降伏 応力 (MPa)	引張 強度 (MPa)			
				(%)										
				F	P	B	M							硬さ
本発明	A1	1	B	48	0	52	0	365	57	224	553	749	-45	1,856,238
	A2	2	B+M	57	0	33	10	480	38	220	580	817	-55	2,315,521
	A3	3	B+M	55	0	30	15	478	42	256	601	835	-50	2,408,864
	A4	4	M	73	0	0	27	674	60	253	610	792	-65	3,126,436
	A5	5	M	60	0	0	40	502	31	147	661	818	-75	1,975,420
	A6	6	B+M	71	0	18	11	280	35	169	428	521	-65	1,568,946
	A7	7	B+M	64	0	24	12	487	64	127	542	743	-55	2,005,642
	A8	8	B	72	0	28	0	252	28	148	375	438	-80	1,643,008
	A9	9	B+M	47	0	35	18	288	45	207	503	599	-75	1,667,822
	A10	10	M	52	0	0	48	383	27	173	564	767	-60	2,987,632
	A11	11	B	45	0	55	0	333	59	187	537	732	-55	2,100,876
	A12	2	M	78	0	0	22	629	39	206	504	672	-45	2,186,490
	A13	3	B	32	0	68	0	335	23	218	646	851	-45	1,987,655
比較例	B1	11	P+B+M	22	18	42	20	643	56	249	856	1098	45	665,981
	B2	12	B+M	21	0	5	74	448	58	256	793	1138	40	712,348
	B3	13	M	74	0	0	26	675	60	241	619	783	30	734,879
	B4	14	B+M	26	0	55	19	328	63	263	632	842	25	885,427
	B5	15	B+M	25	0	50	25	302	58	229	464	845	-5	507,653
	B6	2	B+M	54	0	23	23	458	63	518	579	815	-35	892,347
	B7	2	P	83	17	0	0	248	72	287	377	623	-20	389,632
	B8	2	P	82	18	0	0	245	67	214	368	511	-35	356,897
	B9	6	B+M	68	0	20	12	274	68	523	430	525	-40	756,345
	B10	6	P	92	8	0	0	240	54	237	496	591	-30	457,890
	B11	6	P	92	8	0	0	241	54	242	479	563	-70	442,318

注9)板厚の1/4位置の鋼板表面に平行な断面(Z面)で測定した値

注10)硬質第二相の硬さは、上記位置において、荷重5~10gのマクドナルド硬度を10点以上測定し、

平均値を求めた

注11)F:フェライト、B:ペイライト、M:マルテンサイト、P:パーライト

注12)圧延方向に直交な方向における最大間隔

注13)2mmVノッチヤング硬度試験の50%破面遷移温度

注14)廻し溶接継手の曲げ疲労試験における疲労破断寿命

【0103】

【発明の効果】本発明は疲労強度が必要とされる溶接構造部材に用いられる厚鋼板において、従来、溶接部では向上が困難とされてきた、継手疲労特性の向上を特殊な合金元素や複雑な製造プロセスに頼ることなく、また、引張強度や鋼板板厚に大きな制限を受けずに製造できる点で、産業上の有用性は極めて大きい。

【図面の簡単な説明】

【図1】表面機械ノッチ3点曲げ疲労試験での破断寿命と硬質第二相の種類、分率との関係を示す図である。

【図2】上記疲労試験での破断寿命と硬質第二相のZ面における最大間隔との関係を示す図である。

【図3】硬質第二相のZ面における最大間隔の定義を示*

*した図である。

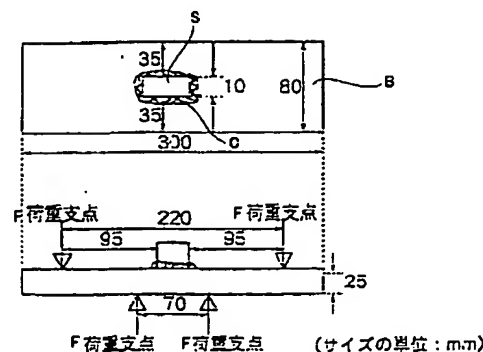
【図4】母材疲労き裂伝播特性を調べるための表面機械ノッチ3点曲げ試験片と試験装置の概要図である。

【図5】疲労亀裂が母材鋼板に伝播するときの疲労寿命を測定するための4点曲げ試験片と試験装置の概要図である。

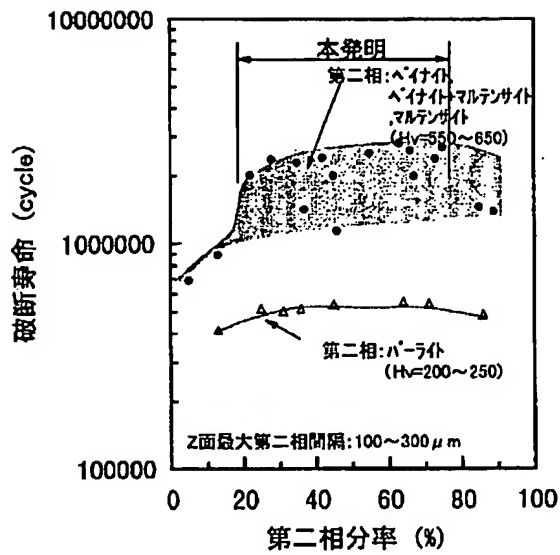
30 【符号の説明】

- A 試験片
- N 機械ノッチ
- S 試験片
- B リン板
- C 廻し溶接
- F 荷重点

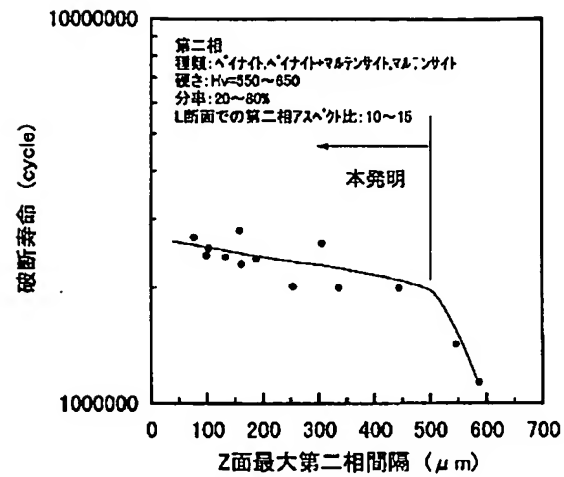
【図5】



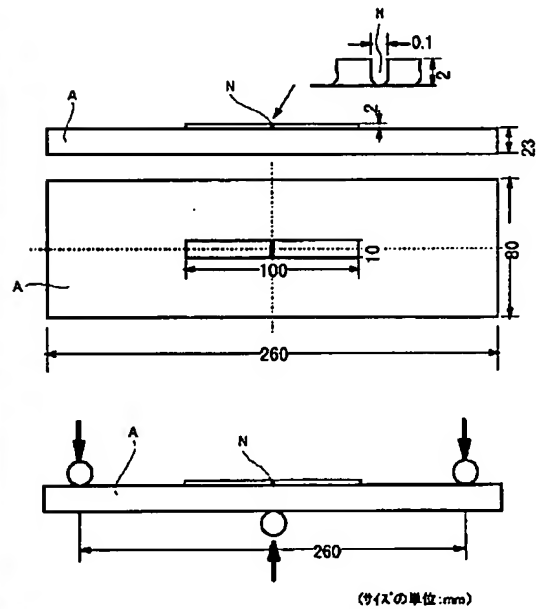
【図1】



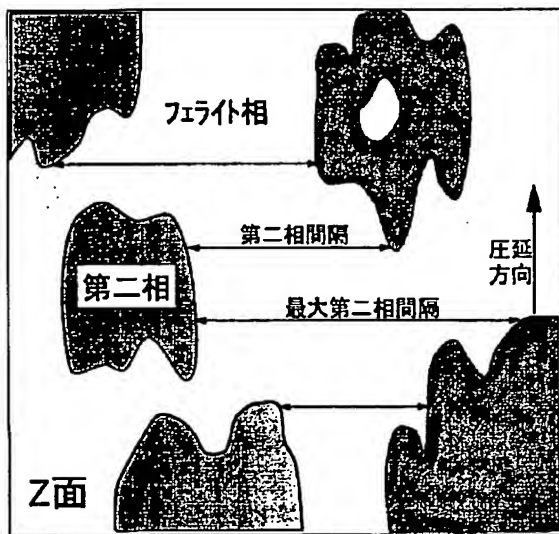
【図2】



【図4】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 白幡 浩幸
大分市大字西ノ州1番地 新日本製鐵株式
会社大分製鐵所内

Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA04 AA05 AA08
AA11 AA12 AA14 AA15 AA16
AA17 AA19 AA20 AA21 AA22
AA23 AA24 AA27 AA29 AA31
AA32 AA33 AA35 AA36 AA37
AA39 AA40 BA01 CA01 CA02
CA03 CB01 CB02 CC02 CC03
CC04 CD02 CF03

This Page is inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLORED OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REPERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images
problems checked, please do not report the
problems to the IFW Image Problem Mailbox**